

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID
FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS
Departamento de Física Teórica



TESIS DOCTORAL

**Estudio de los parámetros de solidificación y enfriamiento en
molde de las aleaciones férreas Fe-C-Mn y Fe-C-Cr-Mo,
transformaciones de fase en estado sólido, diagramas TTT
de enfriamiento continuo, microestructuras y propiedades
fisicomecánicas**

MEMORIA PARA OPTAR AL GRADO DE DOCTOR
PRESENTADA POR

Carlos García de Andrés

Madrid, 2015

Carlos García de Andrés

TP
1980
020



X-53-031017-0

ESTUDIO DE LOS PARAMETROS DE SOLIDIFICACION
Y ENFRIAMIENTO EN MOLDE DE LAS ALEACIONES
FERREAS FE-C-MN Y FE-C-CR-MO, TRANSFORMA
CIONES DE FASE EN ESTADO SOLIDO, DIAGRAMAS
TTT DE ENFRIAMIENTO CONTINUO, MICROESTRU
CTURAS Y PROPIEDADES FISICOMECHANICAS.

Facultad de Ciencias Físicas
Departamento de Física Teórica
Universidad Complutense de Madrid
1980



BIBLIOTECA

© Carlos García de Andrés
Edita e Imprime la Editorial de la Universidad
Complutense de Madrid. Servicio de Reprografía
Noviciado, 3 Madrid-8
Madrid, 1980
Xerox 9200 XB 480
Depósito Legal: M-5804-1980

Esta Tesis Doctoral fue leída el día 5 de julio de 1979 ante el siguiente Tribunal:

Presidente: Ilmo. Sr. Prof. Dr. Luis Brú Villaseca.

Vocales: Ilmo. Sr. Prof. Dr. Salvador Velayos Hermida.

Ilmo. Sr. Prof. Dr. José Aguilar Peris.

Ilmo. Sr. Prof. Dr. Felipe A. Calvo Calvo.

Secretario: Ilmo. Sr. Prof. Dr. Carlos Núñez Alvarez.

y fue calificada con Notable.

Actuó como Ponente el Catedrático Ilmo. Sr. Prof. Dr. Salvador Velayos Hermida y fue dirigida por el Ilmo. Sr. Prof. Dr. Miguel P. de Andrés Sanz.

AGRADECIMIENTO

Este trabajo ha sido realizado en el Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM), bajo la dirección del Doctor en Ciencias, Dr. Ing. Miguel P. de Andrés Sanz, Profesor de Investigación de dicho Centro y Jefe del Departamento de Procesos y Ensayos, para quien me es difícil encontrar palabras que expresen todo mi agradecimiento por el interés y estímulo que de él he recibido durante la realización del mismo.

Agradezco igualmente al Director del CENIM por las facilidades que he recibido para la utilización de los servicios e instalaciones del mismo.

Me siento abrumado por la amable acogida e interés con que me han distinguido mis compañeros y todo el personal del CENIM. Es tanto mi agradecimiento al personal de los laboratorios de Ensayos Mecánicos, Metalografía, Tratamientos Térmicos, Análisis Químico, Arenas de Moldeo, Programación, Publicaciones, Delineación y Taller Mecánico, que sería difícil expresarlo para cada uno de ellos. Reciban todos mi profunda consideración y sincero agradecimiento.

Asimismo, quiero dar las gracias a mis compañeros de Departamento Sebastián Medina y Manuel Carsí, por esas largas discusiones frente a una mesa, esas interminables polémicas sobre el tema y en definitiva por esos entrañables momentos, pasados ya, pero siempre en mi memoria.

Finalmente quiero destacar la extraordinaria ayuda de Norberto Santos y la no menos preciada de Paloma Rodríguez, que han soportado con paciencia la ordenación y escritura finales.

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

FACULTAD DE CIENCIAS FISICAS

**ESTUDIO DE LOS PARAMETROS DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO
EN MOLDE DE LAS ALEACIONES FERREAS Fe-C-Mn Y Fe-C-Cr-Mo. TRANS-
FORMACIONES DE FASE EN ESTADO SOLIDO, DIAGRAMAS TTT DE EN-
FRIAMIENTO CONTINUO, MICROESTRUCTURAS Y PROPIEDADES FISICO-
MECANICAS.**

MEMORIA que para aspirar al grado de
Doctor en Ciencias Físicas
Presenta CARLOS GARCIA DE ANDRES

MADRID, 1.978

I N D I C E

INTRODUCCION	1
--------------------	---

I PARTE

I. SOLIDIFICACION	7
I.1. Conducción de calor	7
I.2. Aplicación al problema de solidificación	13
I.3. Extracción de calor por el molde	23
I.4. Tiempos de solidificación en molde ..	26
I.5. Validez de las hipótesis. Su influencia	31
1.5.1. Consideraciones finales	40
I.6. Geometría del molde: Esquinas en ángulo recto y curvadas	44
1.6.1. Esquinas en ángulo recto y superficies cilíndricas	45
II. VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO	51
II.1. Métodos numéricos: Base teórica	51
II.2. Tratamiento de interfases	58
II.3. Cuerpos en contacto. Aplicación al problema de solidificación y enfriamiento	61
II.4. Tratamiento de la evolución del calor latente	67
II.5. Variación de propiedades térmicas con la temperatura, durante el periodo de enfriamiento	69

III.	PROPIEDADES TERMOFISICAS	72
III.1.	Generalidades	72
III.2.	Peso específico	73
III.3.	Densidad	75
III.4.	Volumen específico	79
III.5.	Conductividad térmica	82
III.6.	Calor específico	89
III.7.	Calor latente de fusión o de solidificación	93
III.8.	Propiedades termofísicas de los aceros Cr-Mo, C-Mn y arena de moldeo	93
III.8.1.	Composición química ..	94
III.8.2.	Intervalo de solidificación	95
III.8.3.	Valores de densidad ..	96
III.8.4.	Valores de conductividades térmicas	99
III.8.5.	Valores de calores específicos	102
III.8.6.	Valores de calores latentes de solidificación ..	105
IV.	CALCULO DE LOS PARAMETROS DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO	107
IV.1.	Proceso de fusión	107
IV.2.	Molde: Geometría del molde y pieza	110
IV.3.	Cálculo de los parámetros de solidificación por teoría de transmisión de calor	117
IV.3.1.	Tiempo de solidificación aproximado	117
IV.3.2.	Superficies efectivas ..	123
IV.3.3.	Tiempo de solidificación real	128
IV.3.4.	Velocidades medias de solidificación	130

- III -

IV.4.	Cálculo de los parámetros de solidificación y enfriamiento, por un método numérico basado en la aplicación de un modelo matemático de incrementos finitos	132
IV.4.1.	Planteamiento del método Elección de la zona de cálculo	133
IV.4.2.	División y distribución de la red de flujo térmico en el metal y molde	136
IV.4.3.	Expresiones generales empleadas en el cálculo ..	140
IV.4.4.	Variación de coeficientes en función de la temperatura	146
IV.4.5.	Introducción del calor latente de solidificación ..	154
IV.4.6.	Proceso de cálculo. Ordenograma	156
IV.4.7.	Parámetros de solidificación y enfriamiento ..	162
V.	ESTRUCTURAS GENERADAS DURANTE LA SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO DE ACEROS Cr-Mo y C-Mn EN MOLDE DE ARENA	171
V.1.	Estructuras de solidificación y enfriamiento en estado sólido	171
V.2.	Macro y microestructuras	175

II PARTE

VI.	TRATAMIENTOS TERMICOS Y TRANSFORMACIONES DE FASE EN ESTADO SOLIDO	188
VI.1.	Normalizado	189
VI.2.	Temple	198
VI.2.1.	Austenización	199
VI.2.2.	Enfriamiento	201
VI.3.	Revenido	205

VII.	PROPIEDADES MECANICAS. RESULTADOS EXPERI MENTALES DE LOS ACEROS ENSAYADOS	209
VII.1.	Definición de propiedades mecáni- cas	209
VII.1.1.	Propiedades obtenidas del ensayo de tracción	209
VII.1.2.	Dureza	212
VII.1.3.	Resiliencia	214
VII.2.	Diagramas de revenido	216
VII.2.1.	Normalizado y revenido .	217
VII.2.2.	Temple y revenido	225
VII.3.	Templabilidad	239
VII.4.	Curvas de ductilidad-fragilidad. Temperaturas de transición	270
VII.5.	Efecto de la temperatura y tiempo sobre la dureza de revenido	278
VIII.	ESTUDIO METALOGRAFICO	284
VIII.1.	Aceros moldeados Cromo-Molibdeno .	290
VIII.1.1.	Recocido	290
VIII.1.2.	Normalizado	290
VIII.1.3.	Normalizado y revenido	291
VIII.1.4.	Temple	294
VIII.1.5.	Temple y revenido ...	295
VIII.2.	Aceros moldeados Carbono-Manganeso	302
VIII.2.1.	Recocido	302
VIII.2.2.	Normalizado	302
VIII.2.3.	Normalizado y revenido	303
VIII.2.4.	Temple	304
VIII.2.5.	Temple y revenido ...	304

IX.	DIAGRAMAS EXPERIMENTALES DE ENFRIAMIENTO CONTINUO TIEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMACION	311
IX.1.	Fundamentos	311
IX.2.	Método experimental	320
IX.2.1.	Dilatometría. Generalidades	321
IX.2.2.	Detección de los puntos de transformación sobre las curvas dilatométricas de enfriamiento	323
IX.2.3.	Construcción de los diagramas TTT de enfriamiento continuo a partir de los resultados dilatométricos.	341
IX.3.	Resultados experimentales	344
IX.3.1.	Diagramas experimentales temperatura-tiempo-transformación en enfriamiento continuo	345
IX.3.2.	Parámetros de enfriamiento	356
IX.3.3.	Porcentaje de estructuras y dureza en función del tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C	360
IX.3.4.	Análisis metalográfico ..	362
IX.4.	Abacos de enfriamiento continuo ...	368
IX.5.	Discusión general de los diagramas TTT de enfriamiento continuo	372
X.	DISCUSION GENERAL DE LOS RESULTADOS Y CONCLUSIONES	380
X.1.	I Parte	382
X.2.	II Parte	392
XI.	BIBLIOGRAFIA	423

- ANEXO N° 1. DESCRIPCION DEL PROCESO DE CALCULO
EN ORDENADOR PARA EL ESTUDIO DE
SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO EN
MOLDE POR APLICACION DE UN MODELO
MATEMATICO DE INCREMENTOS FINITOS... 440
- ANEXO N° 2. EJEMPLOS DEL ESTUDIO EXPERIMENTAL
REALIZADO PARA LA OBTENCION DE DIA
GRAMAS TIEMPO-TEMPERATURA-TRANSFOR
MACION (TTT) EN ENFRIAMIENTO CONTI
NUO POR METODOS DILATOMETRICOS 545

INTRODUCCION

Es difícil encontrar un proceso de obtención en Metalurgia donde no sea imprescindible realizar un cambio del estado líquido al sólido, es decir, donde no esté presente una solidificación.

Generalmente la solidificación de aleaciones se ha abordado bajo un aspecto singular o de forma empírica.

Son ampliamente conocidas las características generales del proceso, las estructuras que se generan, las macro y las microsegregaciones producidas y los defectos superficiales y estructurales que más frecuentemente están presentes en las piezas solidificadas. Sin embargo, cuando se intenta encontrar una explicación a problemas tales como el movimiento de reorganización real de los átomos en el intervalo de solidificación, las estructuras cristalinas que generan y su influencia a niveles microscópicos, relacionándolos con ciertos parámetros medibles e inherentes no solo al proceso específico de solidificación, sino también al de enfriamiento posterior en estado sólido, nos encontraremos con serias dificultades debidas, en gran parte, a que nuestro conocimiento sobre estos fenómenos no es completo.

Es indudable que cuando se realiza una solidificación, las propiedades finales de la aleación sólida obtenida están condicionadas, en gran medida, por la propia naturaleza del proceso y, en definitiva, por la distribución atómica adoptada para generar una determinada estructura cristalina.

Ya a niveles macroscópicos, se observan grandes diferencias estructurales en un metal solidificado, desde los granos columnares, que producen propiedades anisótropas, hasta los deseados granos equiaxiales orientados al azar que generan materiales macroscópicamente isótropos y relativamente homogéneos en cuanto a composición química.

Estos son algunos de los muchos motivos que nos han animado a abordar diversos aspectos de la solidificación y, en particular, aquellos que creemos tienen una incidencia definitiva en las propiedades físico-mecánicas del metal. Con este fin, se ha estudiado el problema de la solidificación a partir de la teoría física de transmisión de calor en régimen transitorio imponiendo un cierto número de hipótesis simplificadoras que nos permitieran resolver el complicado aparato matemático que entraña, a la vez que dejaban lugar para establecer conclusiones generalizadoras válidas en la práctica real.

A partir de esta teoría se han deducido algunos parámetros como el tiempo y velocidad de solidificación global de la pieza y el módulo de solidificación, que nos permitirán conocer, de una forma aproximada, los valores teóricos de aquellos en cualquier tipo de fundición, dependiendo, evidentemente, de la forma geométrica de la pieza y de la propia naturaleza del medio que absorbe y cede calor.

A pesar de la importancia real que entraña el conocimiento de estos parámetros globales, el estudio de la solidificación por aplicación de la teoría físico matemática de transmisión de calor en régimen transitorio poseía grandes limitaciones que reducían el tipo de información obtenida, al análisis de un fenómeno global, la solidificación, pudiendo calcularse de esta forma, únicamente los valores de los tiempos transcurridos en producirse la solidificación de una pieza de forma geométrica determinada, considerada como un todo homogéneo. Pero esta teoría, sin embargo, no fue capaz de aportar luz sobre fenómenos puntuales e internos a nivel parcial y con incidencia en la propia microestructura final de una pieza so-

lidadificada y enfriada hasta temperatura ambiente, tales como la distribución de las temperaturas en cada punto de la pieza y su evolución con el tiempo, las velocidades medias e instantáneas en aquellos puntos durante el intervalo de solidificación y, posterior enfriamiento en estado sólido hasta temperatura ambiente y, finalmente, los tiempos reales transcurridos para que se produzca la solidificación total en cada punto de la pieza, función todos, lógicamente, de la posición espacial relativa de dichos puntos en el sistema conjunto metal-molde de transferencia de calor.

El estudio de estos fenómenos y el cálculo de los parámetros parciales que los definen es, como ya se anticipó anteriormente, de gran importancia para llegar no solamente a un conocimiento global de la evolución del proceso específico de solidificación, sino también del enfriamiento, posterior a la solidificación que ya en estado sólido sufre una pieza hasta la temperatura ambiente y de las posibles influencias que el primer proceso tiene sobre el segundo.

La imposibilidad práctica para resolver el complicadísimo sistema matemático que exigía el planteamiento teórico de este problema, hizo necesario el desarrollo y aplicación de un método numérico de aproximación.

Lógicamente, una vez planteada la necesidad de desarrollar un método numérico, éste debería cumplir un doble objetivo, ser de aplicación válida en el estudio específico de solidificación y en el de enfriamiento en estado sólido, ya que si bien el proceso de solidificación es el origen de la estructura cristalina primaria, el enfriamiento en estado sólido, será el origen básico de la microestructura final de una determinada aleación.

Con este objeto fue perfeccionado, desarrollado y ampliado un método de aproximación numérico basado en la aplicación de un modelo matemático de incrementos finitos.

El conocimiento de los parámetros globales y parciales de solidificación y enfriamiento obtenidos por aplicación de los métodos teórico y numérico a las piezas tipo de ocho aleaciones diferentes de las series Fe-C-Cr-Mo y Fe-C-Mn solidificadas en molde de arena, tecnológicamente denominadas "Aceros moldeados de baja aleación al Cr-Mo y C-Mn", unido a los correspondientes análisis metalográficos realizados sobre las piezas ensayadas, permitirán explicar coherente y rigurosamente los mecanismos de formación y desarrollo de las estructuras de cristalización primaria generadas durante la solidificación, las microestructuras nacidas como consecuencia de las transformaciones de fase producidas durante su posterior enfriamiento en estado sólido y por último, las interrelaciones e influencias que crean unas sobre otras.

El procedimiento hasta aquí ha sido deductivo en su base teórica y allí donde las hipótesis simplificadoras coartaban, en alguna medida, la posibilidad de una generalización rigurosa, se adoptaron soluciones de tipo empírico ya preestablecidas y corroboradas por la consistencia estadística y la práctica experimental de la cual, durante tantos lustros, se ha nutrido la Metalurgia.

A pesar de las dificultades interpretativas, creemos haber podido aportar mediante este estudio, que constituye la primera parte del trabajo, nuevas ideas y métodos sobre el problema general de la solidificación de aleaciones en molde de arena así como de los aspectos más específicos relacionados con el conocimiento de los parámetros de solidificación y enfriamiento en estado sólido en cada punto de la pieza y en cada instante del proceso, para concluir en un estudio objetivo de la influencia de estos parámetros sobre las estructuras de cristalización y microestructuras finales de las aleaciones estudiadas.

Quizás, el estudio realizado en la primera parte de este trabajo de investigación, hubiera tenido por sí mismo suficiente entidad y justificación para ser considerado aisladamente, ya que la solidificación y enfriamiento en estado sólido son aspectos físicos de extraordinario interés, tanto en la metalurgia física como en la industrial; pero posteriormente surgieron nuevos objetivos de aplicación inmediata, cuyo desarrollo y estudio harán más completo y coherente el contenido global de este trabajo.

Tales objetivos, que se pueden resumir en el análisis experimental de las transformaciones de fase, propiedades mecánicas y microestructuras producidas mediante tratamientos térmicos en estado sólido, constituirán la segunda parte de este trabajo. En ella, se establecerán en primer lugar, los tratamientos térmicos necesarios para eliminar en las aleaciones sólidas, las heterogeneidades microestructurales heredadas del proceso de solidificación en molde de arena y para dotarlas de un estado metalúrgico de partida cuasi homogéneo sobre el cual emprender nuevos estudios.

Posteriormente se efectuaron, sobre cada tipo de aleación, una extensa variedad de tratamientos térmicos en estado sólido, convencionales, específicos y combinados, para proceder, mediante ensayos mecánicos sistemáticos, a obtener los valores experimentales de las propiedades físico-mecánicas inherentes a cada estado metalúrgico producido por los anteriores tratamientos térmicos.

Además del análisis de propiedades físico-mecánicas para cada una de las ocho diferentes aleaciones ensayadas en cada estado metalúrgico específico, se han estudiado las temperaturas de transición, mediante las correspondientes curvas de ductilidad-fragilidad en estado de Normalizado y Normalizado + Temple + Revenido 650°C, la templabilidad y los efectos de la temperatura y tiempo sobre las durezas alcanzadas durante los revenidos posteriores al normalizado y temple.

Considerando, por otra parte, que el estudio de los tratamientos térmicos en estado sólido basado únicamente en el cálculo y análisis de las propiedades físico-mecánicas que producen, sería de algún modo incompleto, se ha realizado un estudio experimental de los diagramas tiempo-temperatura-transformación en enfriamiento continuo, generalmente denominados diagramas TTT, los cuales aportarán el conocimiento global definitivo de los tratamientos térmicos de enfriamiento continuo mediante la definición de las temperaturas y tiempos a los que comienzan y terminan las transformaciones microestructurales y de fase generadas por el proceso de descomposición de la austenita (hierro γ) en el curso de los enfriamientos continuos a diferentes velocidades. Se aportarán así unos conocimientos imprescindibles y de inmediata utilidad en la práctica industrial que permiten al fabricante y al usuario conseguir en sus materiales-aceros moldeados- las características exigidas en la aplicación tecnológica posterior de los mismos.

Finalmente se ha realizado un estudio metalográfico exhaustivo que reviste una importancia trascendental en la investigación del comportamiento, desarrollo y campos de aplicación de las aleaciones ensayadas, ya que en definitiva, la microestructura final en estado sólido será la causa primaria que imprima y dote de características especiales y propiedades diferenciadoras a estas aleaciones.

I PARTE.

I. SOLIDIFICACION

I.1. CONDUCCION DE CALOR

Limitándose simplemente a la definición más general y primaria de solidificación, como una transformación de la materia desde el estado líquido al sólido, estaremos abocados a dirigir el estudio de este fenómeno bajo el prisma general de Transmisión de Calor.

Una transformación que implique el paso de un líquido al estado sólido deberá producirse necesariamente mediante la liberación de una cierta cantidad de calor, la cual no se realizará de una forma indiscriminada, sino bajo criterios y condiciones bien definidas y forzosamente siguiendo las leyes físicas de transmisión de calor.

Cuando un metal en estado líquido se cuela en un molde para su solidificación, la liberación del calor necesaria, para que este fenómeno se produzca, se efectuará a través de las paredes sólidas del molde que le da forma, y sólo en la medida en que éstas son capaces de extraer y transmitir el calor cedido por la fundición, se producirá la solidificación deseada.

Así pues, para estudiar la solidificación como un fenómeno de transmisión de calor en régimen transitorio, comenzaremos por desarrollar la ecuación diferencial de conducción de calor en un sólido isótropo.

Consideremos pues, el caso general de un sólido a través del cual está fluyendo calor y admitamos que en su interior no se producen generaciones ni pérdidas adicionales de energía calorífica, como sucedería con la producción de reacciones exotérmicas o endotérmicas, cambios de fase, cambios estructurales, corrientes eléctricas o magnéticas, etc.

Bajo estas condiciones, la temperatura θ en el punto $P (x, y, z)$, será una función continua de sus coordenadas espaciales (x, y, z) y del tiempo. Igualmente, su derivada primera será también continua.

Consideremos, dentro del sólido, un elemento de volumen envolviendo el punto P , formando un paralelepípedo rectangular con dicho punto como centro, y sus ejes paralelos a los ejes coordenados, de longitudes $2 dx$, $2 dy$ y $2 dz$.

Sean $ABCD$ y $A'B'C'D'$ las dos caras del paralelepípedo perpendiculares al eje X (Fig. 1) y sea f_x la velocidad de flujo de calor en el punto P a través del correspondiente plano perpendicular a la dirección X .

La velocidad a la cual el calor fluirá hacia el interior del paralelepípedo a través de la cara $ABCD$, vendrá dada por la expresión:

$$4 dy dz \left(f_x - \frac{\partial f_x}{\partial x} dx \right) \quad (I-1)$$

De la misma forma, la velocidad a la cual el calor fluye hacia afuera a través de la cara $A'B'C'D'$ será:

$$4 dy dz \left(f_x + \frac{\partial f_x}{\partial x} dx \right) \quad (I-2)$$

Así pues, la velocidad con que el paralelepípedo gana calor en la dirección X será la diferencia entre la velocidad de calor que atraviesa ambas caras, la ABCD y la A'B'C'D' y vendrá dado por:

$$- 8 \, dx \, dy \, dz \, \frac{\partial f_x}{\partial x} \quad (I-3)$$

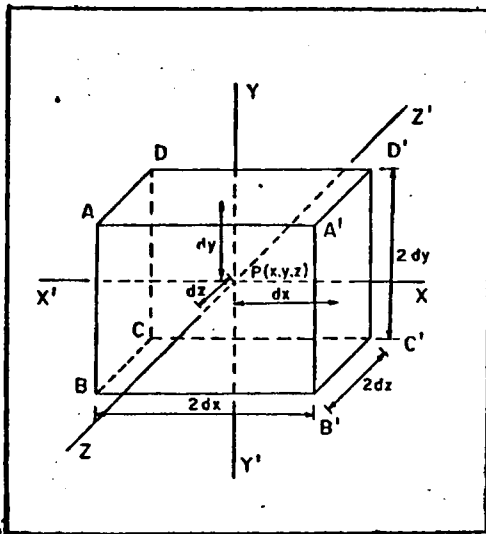


Fig. 1. Elemento de volumen.

Igualmente, las velocidades de ganancia de calor del paralelepípedo según las direcciones Y y Z serán:

$$- 8 \, dx \, dy \, dz \, \frac{\partial f_y}{\partial y} \quad \text{y} \quad - 8 \, dx \, dy \, dz \, \frac{\partial f_z}{\partial z} \quad (I-4,5)$$

Por propia definición de flujo de calor a través de un elemento de volumen, la velocidad a la cual este elemento gana calor es:

$$\delta \, dx \, dy \, dz \, \rho c \, \frac{\partial \theta}{\partial t} \quad (I-16)$$

Donde:

ρ , es la densidad del sólido
 c , es el calor específico del sólido
 θ , es la temperatura

Por consiguiente, sumando las velocidades de ganancia de calor del paralelepípedo según las tres direcciones cartesianas e igualándola con la velocidad total de ganancia de calor dada en (I-6) se obtendrá:

$$- \delta \, dx \, dy \, dz \left(\frac{\partial f_x}{\partial x} + \frac{\partial f_y}{\partial y} + \frac{\partial f_z}{\partial z} \right) = \delta \, dx \, dy \, dz \, \rho c \, \frac{\partial \theta}{\partial t}$$

de donde se deduce:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} + \frac{1}{\rho c} \left(\frac{\partial f_x}{\partial x} + \frac{\partial f_y}{\partial y} + \frac{\partial f_z}{\partial z} \right) = 0 \quad (I-7)$$

Esta ecuación es válida para cualquier punto del sólido mientras que no exista generación de calor en él y sin necesidad de que éste sea homogéneo e isótropo.

En todo punto P de un sólido puede definirse un vector f cuyas componentes son f_x , f_y , f_z , siendo su módulo $f_m = \sqrt{(f_x^2 + f_y^2 + f_z^2)}$ y su dirección la que prefijan sus cosenos directores, f_x/f_m , f_y/f_m , f_z/f_m .

Este vector se denominará "Corriente de Calor" en el punto P y el flujo de calor en dicho punto a través de un plano cuya normal está en la dirección de los cosenos direc-

tores será exactamente f_m , así como el flujo de calor en el punto P que atraviesa un plano cuya normal forma un ángulo ϕ con esta dirección será $f_m \cos \phi$.

Una vez definido el vector Corriente de Calor \vec{f} podremos escribir (I-7) como:

$$\rho c \frac{\partial \theta}{\partial t} + \text{div } \vec{f} = 0 \quad (I-8)$$

Para sólidos homogéneos e isotropos, la velocidad del flujo de calor que atraviesa, en la dirección creciente de X, dos isoterma a temperaturas θ y $(\theta + \Delta \theta)$ respectivamente, separadas una distancia Δx es:

$$- K \frac{\Delta \theta}{\Delta x}$$

siendo K la "conductividad térmica" del sólido.

En el límite, cuando $\Delta x \rightarrow 0$

$$f_x = - K \frac{\partial \theta}{\partial x} \quad (I-9)$$

En general, las velocidades de flujo de calor que atraviesan tres planos paralelos a los ejes coordenados son:

$$f_x = - K \frac{\partial \theta}{\partial x} ; f_y = - K \frac{\partial \theta}{\partial y} ; f_z = - K \frac{\partial \theta}{\partial z}$$

Empleando de nuevo el vector de corriente de calor \vec{f} se deduce que:

$$\vec{f} = - K \text{ grad } \theta \quad (I-10)$$

Así pues, para sólidos homogéneos e isótropos, la ecuación (I-7) se convierte en:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) \quad (I-11)$$

donde: $\alpha = \frac{K}{\rho c} \quad (I-12)$

La constante α recibe el nombre de "difusividad de temperatura".

En el caso de régimen estacionario, en el cual no hay variación de temperatura con el tiempo, la ecuación (I-11) se convierte en la conocida ecuación de Laplace:

$$\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} = 0 \quad (I-13)$$

Si existe generación de calor en el sólido de forma que en el punto P (x, y, z) se produce calor a una velocidad A (x, y, z, t) por unidad de volumen, la ecuación general (I-11) se convierte en:

$$\rho c \frac{\partial \theta}{\partial t} = K \left(\frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) + A (x, y, z, t)$$

O, lo que es igual, introduciendo el operador laplaciano:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{K}{\rho c} \nabla^2 \theta + \frac{A (x, y, z, t)}{\rho c} \quad (I-14)$$

I.2. APLICACION AL PROBLEMA DE SOLIDIFICACION

Como ya hemos señalado, la solidificación de un metal en un molde es esencialmente un problema de transmisión de calor en régimen transitorio; así pues cualquier tentativa para encontrar soluciones matemáticas a este problema estarán basadas en la aceptación y aplicación de la teoría matemática de transmisión de calor.

Sabemos, pues, que la variación de temperatura de un elemento de volúmen de dimensiones $2 dx$, $2 dy$ y $2 dz$ de un sólido isótropo y homogéneo, a través del cual está fluyendo calor en régimen transitorio, viene dado por:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{K}{\rho c} \nabla^2 \theta \quad (I-15)$$

Anteriormente, el cociente $\frac{K}{\rho c}$ se denominó difusividad de temperatura del sólido y se representó por α .

Así pues:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \alpha \nabla^2 \theta \quad (I-16)$$

Donde, como ya dijimos:

- θ , temperatura del elemento
- t , tiempo
- K , conductividad térmica del sólido
- ρ , densidad del sólido
- c , calor específico del sólido
- α , difusividad de temperatura

Las ecuaciones dimensionales en unidades fundamentales longitud, masa y tiempo de K y α son:

$$[K] = \frac{[M]}{[L] [T]} \quad \text{y} \quad [\alpha] = \frac{[L^2]}{[T]}$$

Para la conducción de calor en una dirección, supongamos la de X, la ecuación fundamental de transmisión de calor (I-16) se convierte en:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (I-17)$$

En la deducción de estas ecuaciones se ha supuesto que K, ρ y c, son independientes de la temperatura, con el fin de simplificar los cálculos y desarrollos matemáticos, puesto que se sabe que esta suposición, a pesar de no ser estrictamente cierta, no introduce errores considerables.

En primer lugar, podemos estudiar la solución de Laplace para el caso teórico de un cuerpo infinito con temperatura inicial

$$\theta_0 = f(x) \quad , \quad t = 0$$

La ecuación de conducción bajo su forma unidireccional es:

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2}$$

donde θ depende únicamente de x y de t. Una integral particular de esta ecuación diferencial es:

$$\theta_1 = \frac{1}{\sqrt{t}} e^{-x^2/4\alpha t} \quad (I-18)$$

ya que la derivada parcial de θ_1 respecto al tiempo es:

$$\frac{\partial \theta_1}{\partial t} = -\frac{1}{2\alpha t^{3/2}} e^{-x^2/4\alpha t} + \frac{x^2}{4\alpha t^{5/2}} e^{-x^2/4\alpha t}$$

y la derivada parcial segunda de θ_1 respecto a x es:

$$\frac{\partial^2 \theta_1}{\partial x^2} = -\frac{1}{2\alpha t^{3/2}} e^{-x^2/4\alpha t} + \frac{x^2}{4\alpha^2 t^{5/2}} e^{-x^2/4\alpha t}$$

Sustituidos los valores de dichas derivadas en la ecuación diferencial, la satisfacen, por lo que se demuestra que θ_1 es una solución particular de esta ecuación.

Si $\theta_1 = \frac{1}{\sqrt{t}} e^{-x^2/4\alpha t}$ es una integral particular, la expresión $\frac{1}{2\sqrt{\pi\alpha t}} e^{-(x-x')^2/4\alpha t}$ será también integral de la misma ecuación diferencial.

Considerando además que la ecuación es lineal, la suma de cualquier número de integrales particulares es también una integral. Por lo que se demostrará que:

$$\theta = \frac{1}{2\sqrt{\pi\alpha t}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(x') e^{-(x-x')^2/4\alpha t} dx' \quad (I-19)$$

satisface la ecuación diferencial, suponiendo que la integral es convergente.

$$\text{Estableciendo: } x' = x + 2\sqrt{\alpha t} \xi \quad (I-20)$$

veamos si la integral cumple la condición límite, $t = 0 \Rightarrow \theta_0 = f(x)$.

Realizando el cambio variable (I-20) en la integral general (I-19) y como: $\frac{(x-x')^2}{4\alpha t} = \xi^2$

$$dx' = 2\sqrt{\alpha t} d\xi$$

La integral general será:

$$\theta = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(x + 2\sqrt{at} \xi) e^{-\xi^2} d\xi \quad (I-21)$$

En el límite, cuando $t = 0$ \ddagger $f(x + 2\sqrt{at} \xi) = f(x)$, si esta función es continua.

Así puea el valor en el límite de la integral será:

$$\theta_0 = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(x) e^{-\xi^2} d\xi \quad (I-22)$$

Como la integral de probabilidades entre $-\infty + \infty$ vale:

$$\int_{-\infty}^{+\infty} e^{-\xi^2} d\xi = \sqrt{\pi}$$

se demuestra que en el límite ($t = 0$) se verifica que $\theta_0 = f(x)$.

Por consiguiente, la temperatura en un sólido infinito en el tiempo t , debida a la temperatura inicial $\theta_0 = f(x)$, viene dada por la integral general

$$\theta = \frac{1}{2\sqrt{\pi at}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(x') e^{-(x-x')^2/4at} dx'$$

Veamos ahora el caso de un sólido semi-infinito con temperatura inicial $f(x)$ y temperatura de superficie límite cero.

Se considera un sólido limitado por el plano $x = 0$ y extendiéndose hasta el infinito en la dirección positiva de las x ; la temperatura inicial viene dada por $\theta_0 = f(x)$ y la temperatura del plano $x = 0$ es igual a cero.

No obstante, para efectos de demostración, supongamos que el sólido continúa sobre el lado negativo del plano $x = 0$ y que la temperatura inicial en $-x' (x' > 0)$ es $-f(x')$, siendo $f(x')$ la temperatura inicial en x' .

Mediante esta distribución, el plano límite $x = 0$ permanecerá a temperatura cero.

A partir de la integral general (I-19), solución de Laplace para un sólido infinito, se deducirá la integral solución para el problema de semi-infinito, quedando:

$$\theta = \frac{1}{2\sqrt{\pi\alpha t}} \left[\int_0^{\infty} f(x') e^{-(x-x')^2/4\alpha t} dx' + \int_{-\infty}^0 \{-f(-x')\} e^{-(x-x')^2/4\alpha t} dx' \right] \quad (I-23)$$

$$\theta = \frac{1}{2\sqrt{\pi\alpha t}} \int_0^{\infty} f(x') \left[e^{-(x-x')^2/4\alpha t} - e^{-(x+x')^2/4\alpha t} \right] dx' \quad (I-24)$$

Este valor de θ satisface todas las condiciones del problema de un sólido semi-infinito cuya superficie límite es mantenida a temperatura cero.

Cuando la temperatura inicial es una constante θ_0 , la expresión de la integral se simplificará sin más que sustituir $x' = x + 2\xi\sqrt{\alpha t}$ en la primera parte y $x' = -x + 2\xi\sqrt{\alpha t}$ en la segunda. Obteniéndose:

$$\theta = \frac{\theta_0}{\sqrt{\pi}} \int_{-x/2\sqrt{\alpha t}}^{x/2\sqrt{\alpha t}} e^{-\xi^2} d\xi = \frac{2\theta_0}{\sqrt{\pi}} \int_0^{x/2\sqrt{\alpha t}} e^{-\xi^2} d\xi \quad (I-25)$$

Las integrales definidas de este tipo están tabuladas y se denominan "función error", erf x , quedando definida por:

$$\text{erf } x = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-\xi^2} d\xi \quad (I-26)$$

Luego, la solución del problema de un sólido semi-infinito, cuya superficie es mantenida a temperatura cero y la temperatura inicial constante e igual a θ_0 , viene dada, aplicando la función error, por:

$$\theta = \theta_0 \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha t}} \right) \quad (I-27)$$

Se puede deducir así, mediante aplicación de condiciones de contorno a la ecuación general de conducción de calor en una dirección, que si el plano límite de un cuerpo sólido semi-infinito, inicialmente a temperatura uniforme θ_0 , es instantáneamente elevado a una temperatura θ_1 en el tiempo $t = 0$, la temperatura θ_m en cualquier punto cuya distancia perpendicular desde el plano límite es x y después de un tiempo t , vale:

$$\theta_m = \theta_0 + (\theta_1 - \theta_0) \operatorname{erf} c \left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha t}} \right) \quad (I-28)$$

Donde:

$$\operatorname{erf} c \left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha t}} \right) = 1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha t}} \right) \quad (I-29)$$

y como ya vimos, por la propia definición de función error:

$$\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha t}} \right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{x/2\sqrt{\alpha t}} e^{-\xi^2} d\xi \quad (I-30)$$

Con el fin de ayudar a aumentar el sentido físico de la expresión (I-28), intentaremos dar una breve explicación de la función error para su aplicación directa en dicha expresión.

La función error $\operatorname{erf} x$ se define como:

$$\operatorname{erf} x = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-\xi^2} d\xi \quad (I-31)$$

Esta integral no puede calcularse directamente, pero pueden obtenerse soluciones aproximadas cuando x es pequeña, expresando $e^{-\xi^2}$ como una serie uniformemente convergente e integrándola término por término y cuando x es grande por integración repetida por partes.

Los valores de la función error cuando x vale cero e infinito son:

$$\begin{aligned} \operatorname{erf}(0) &= 0 \\ \operatorname{erf}(\infty) &= 1 \quad (\text{I-32}) \end{aligned}$$

y para valores comprendidos entre 0 e ∞ la función toma valores entre 0 y 1 como se puede ver en la tabla I.

Otra propiedad importante de la función error es que:

$$\operatorname{erf}(-x) = -\operatorname{erf} x \quad (\text{I-33})$$

La función error aparece frecuentemente como $1 - \operatorname{erf} x$ y esta expresión se denominará $\operatorname{erfc} x$.

$$\operatorname{erfc} x = 1 - \operatorname{erf} x = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_x^{\infty} e^{-\xi^2} d\xi \quad (\text{I-34})$$

Derivada de la función error:

Sea $\phi_n(x) = \frac{d^n}{dx^n} \operatorname{erf} x$, la expresión general de las derivadas sucesivas de la función error. Las expresiones de $\phi_1(x)$ y $\phi_2(x)$ como derivadas primera y segunda, respectivamente, de la función error son:

$$\phi_1(x) = -\frac{2}{\sqrt{\pi}} e^{-x^2} \quad (\text{I-35})$$

$$\phi_2(x) = -\frac{4}{\sqrt{\pi}} x e^{-x^2} \quad (\text{I-36})$$

TABLA 1. Valores de la Función Error

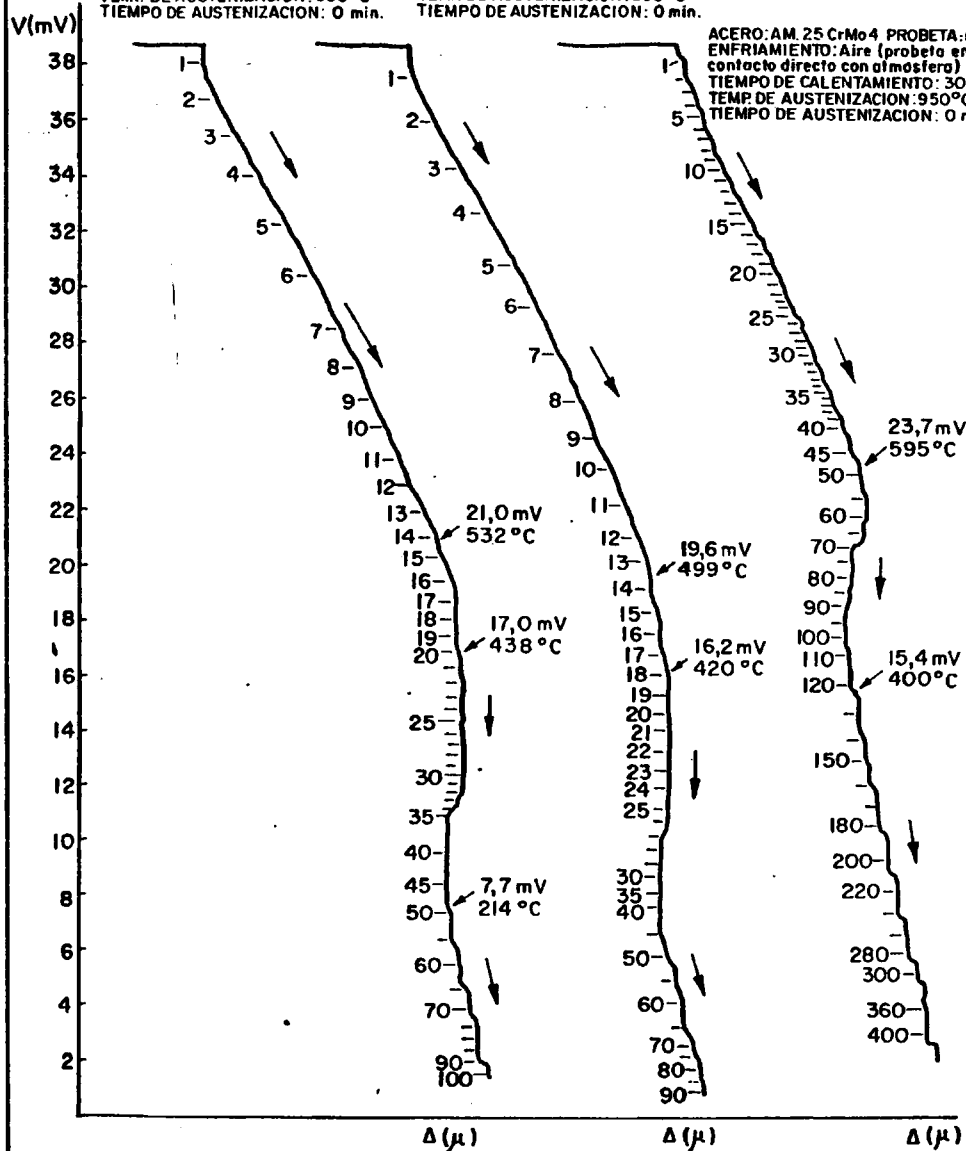
$$\operatorname{erf} x = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-\xi^2} d\xi$$

x	erf x		x	erf x		x	erf x
0,00	0,00000		0,25	0,27633		0,50	0,52050
0,01	0,01128		0,26	0,28690		0,51	0,52924
0,02	0,02256		0,27	0,29724		0,52	0,53790
0,03	0,03384		0,28	0,30788		0,53	0,54646
0,04	0,04511		0,29	0,31828		0,54	0,55494
0,05	0,05637		0,30	0,32863		0,55	0,56332
0,06	0,06762		0,31	0,33891		0,56	0,57162
0,07	0,07886		0,32	0,34913		0,57	0,57982
0,08	0,09008		0,33	0,35928		0,58	0,58792
0,09	0,10128		0,34	0,36936		0,59	0,59594
0,10	0,11246		0,35	0,37938		0,60	0,60386
0,11	0,12362		0,36	0,38933		0,61	0,61168
0,12	0,13476		0,37	0,39921		0,62	0,61941
0,13	0,14587		0,38	0,40901		0,63	0,62705
0,14	0,15695		0,39	0,41874		0,64	0,63459
0,15	0,16800		0,40	0,42839		0,65	0,64203
0,16	0,17901		0,41	0,43797		0,66	0,64938
0,17	0,18999		0,42	0,44747		0,67	0,65663
0,18	0,20094		0,43	0,45689		0,68	0,66378
0,19	0,21184		0,44	0,46623		0,69	0,67084
0,20	0,22270		0,45	0,47548		0,70	0,67780
0,21	0,23352		0,46	0,48466		0,71	0,68467
0,22	0,24430		0,47	0,49375		0,72	0,69143
0,23	0,25502		0,48	0,50275		0,73	0,69810
0,24	0,26570		0,49	0,51167		0,74	0,70468

ACERO: AM. 25 CrMo4. PROBETA: n°27
 ENFRIAMIENTO: Agua (probeta protegida por tubo cerámico)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 30 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 950 °C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min.

ACERO: AM. 25 CrMo4. PROBETA: n°28
 ENFRIAMIENTO: Agua 2 °C (probeta protegida por tubo cerámico)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 30 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 950 °C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min.

ACERO: AM. 25 CrMo4. PROBETA: n°25
 ENFRIAMIENTO: Aire (probeta en contacto directo con atmósfera)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 30 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 950 °C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min.



ACERO: AM 40 Un 5

PROBETA: nº 1

- 580 -

CALENTAMIENTO: 2,5°C/min (DETERMINACION DE PUNTOS CRITICOS Ac_1 y Ac_3)

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) $\left\{ \begin{array}{l} 24,15 \text{ mV} \\ 328 \mu \end{array} \right.$

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO Frio DEL TERMOPAR A TEMPERATURA

AMBIENTE $\simeq + 1 \text{ mV}$

LECTURAS:	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
	0	24,15	328
	300	24,75	333
	480	25,35	338
	660	25,61	341
	900	26,17	347
	1200	27,10	354
	1500	27,79	362
	1800	28,48	369
	1980	29,00	373
	2160	29,35	369
	2280	29,56	361
	2400	29,90	353
	2520	30,10	345
	2640	30,40	336
	2760	30,76	335
	2880	31,23	335
	2940	31,35	336
	3060	31,70	339
	3180	32,07	342
	3300	32,34	344,5
	3510	32,75	348
	3720	32,90	351
	3900	33,06	353
	4140	33,30	354
	4320	33,80	360
	4380	34,25	367,5
	4500	35,10	379
	4620	35,70	390
	4740	36,30	397

1.3. EXTRACCION DE CALOR POR EL MOLDE

La ecuación (I-28) tiene una gran importancia práctica, ya que permite su aplicación directa en el cálculo de la extracción de calor en paredes de moldes de baja conductividad térmica, tal como moldes de arena para la fabricación de piezas metálicas, en las que, a pesar de las simplificaciones de pared semi-infinita, el error es prácticamente despreciable.

La solución general de la ecuación de conducción de calor en régimen transitorio puede aplicarse al problema de una pared límite de un cuerpo semi-infinito inicialmente a la temperatura uniforme θ_0 e instantáneamente elevada a una θ_1 en el tiempo $t = 0$, mediante la expresión:

$$\theta_m = \theta_1 - (\theta_1 - \theta_0) \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{\alpha t}} \quad (I-37)$$

Obtenida substituyendo $\operatorname{erfc} x = 1 - \operatorname{erf} x$ en la ecuación (I-28) y donde θ_m es la temperatura alcanzada en un punto cualquiera situado a una distancia x , después de transcurrido un tiempo t .

Mediante esta ecuación se puede calcular la velocidad a la cual la pared del molde extrae calor de la fundición o, lo que es equivalente, la cantidad de calor perdido por la fundición cuando se está produciendo la solidificación.

Para aplicar rigurosamente la ecuación anterior al problema de una pared de molde que absorbe calor desde una fundición que está solidificando, es necesario establecer las siguientes suposiciones:

- i - Los errores introducidos por la inhomogeneidad del molde no son grandes.
- ii - Las propiedades termofísicas del molde son sensiblemente independientes de la temperatura.
- iii - La temperatura de la interfase entre el metal y el molde, permanece constante a lo largo del periodo de solidificación.
- iv - El error introducido por el tamaño finito de las paredes de moldes, es despreciable (la ecuación (I-37) es teóricamente válida únicamente para una pared de espesor y área infinitos).

Así pues, y una vez admitidas como aceptables todas las suposiciones enunciadas anteriormente, establecemos que la distribución de temperatura en el molde está dada por la ecuación anterior (I-37) para un tiempo t transcurrido después de efectuada la colada de la fundición.

La velocidad $\frac{\partial Q}{\partial t}$ a la cual el calor es extraído desde el metal fundido por unidad de superficie del molde, viene dado por la expresión:

$$-\frac{\partial Q}{\partial t} = -K \left(\frac{\partial \theta}{\partial x} \right)_{x=0} \quad (I-38)$$

que no es otra que la indicada anteriormente (I-9) para la velocidad del flujo de calor.

Realizando la derivada respecto a x para $x = 0$ de la expresión: $\theta_m = \theta_1 - (\theta_1 - \theta_0) \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{\alpha t}}$ mediante la aplicación de la fórmula de derivada de la función error dada en (I-35) y teniendo en cuenta la suposición iii/ enunciada anteriormente, quedará:

$$\frac{\partial \theta_m}{\partial x} = -(\theta_i - \theta_o) \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{\sqrt{\alpha t}}{4\alpha t} e^{-\left[\frac{x}{2\sqrt{\alpha t}}\right]^2}$$

$$\left[\frac{\partial \theta_m}{\partial x}\right]_{x=0} = -\frac{(\theta_i - \theta_o)}{\sqrt{\pi \alpha t}} \quad (I-39)$$

Sustituyendo (I-39) en la expresión de la velocidad de flujo dada en (I-38) obtendremos:

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = \frac{K(\theta_i - \theta_o)}{\sqrt{\pi \alpha t}} \quad (I-40)$$

O también sustituyendo el valor de $1/\sqrt{\pi}$ quedará:

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = \frac{0,564(\theta_i - \theta_o)K}{\sqrt{\alpha t}} \quad (I-41)$$

Esta expresión puede escribirse también de la forma:

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = \frac{0,564(\theta_i - \theta_o)b}{\sqrt{t}} \quad (I-42)$$

donde $b = \sqrt{K\rho c}$ es la "difusividad de calor" del material.

El calor total absorbido en el tiempo t por la unidad de área de la superficie del molde se obtendrá por integración directa de la ecuación (I-42).

$$Q = 0,564 \cdot b (\theta_i - \theta_o) \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t}} dt$$

$$Q = 1,128 \cdot b (\theta_i - \theta_o) \sqrt{t} \quad (I-43)$$

Esta ecuación puede expresarse en forma simplificada:

$$Q = \epsilon \sqrt{t} \quad (I-44)$$

donde $\epsilon = 1,128 b (\theta_i - \theta_o)$ se denomina "constante del molde" y es una medida del poder de enfriamiento del molde.

Esta solución es válida en el supuesto de que la pared del molde sea plana y que la parte del molde sobre la que hemos efectuado el desarrollo está lo suficientemente alejada de las esquinas como para admitir que éstas no ejercen ningún tipo de influencia sobre los cálculos. Si suponemos que el metal solidifica mediante la formación de una película sólida que avanza a través del líquido, y que el espesor D del metal solidificado en el tiempo t es proporcional al calor extraído en aquel tiempo por la pared del molde en contacto con el metal, estaremos en condiciones de escribir que:

$$D = q \sqrt{t} \quad (I-45)$$

donde q es conocida como la "constante de solidificación"

Esta ecuación es importante para nuestra interpretación de los fenómenos de solidificación y muestra que la velocidad de avance de la película sólida en un metal líquido que solidifica frente a un molde de pared plana, está regida por una relación parabólica en la que el espesor solidificado en un tiempo t después de la colada es proporcional a \sqrt{t} .

I.4. TIEMPOS DE SOLIDIFICACION EN MOLDE

La gran cantidad de ensayos llevados a cabo sobre tiempos de solidificación y enfriamiento en molde, de piezas de la misma forma geométrica con dimensiones diferentes, han confirmado la excelente aproximación que existe entre los datos experimentales y aquellos que se desprenden del estudio de las ecuaciones fundamentales de conducción de calor.

Tanto la experiencia como la teoría muestran que los tiempos de enfriamiento de piezas de igual forma y dimensiones diferentes, están en la relación del cuadrado de sus dimensiones lineales.

Por tanto es posible, con una buena aproximación, poder prever el enfriamiento de una pieza de cualquier dimensión a partir del correspondiente a una pieza de la misma forma y dimensiones diferentes. Podríamos de esta forma estudiar el moldeo de una pieza compleja, mediante ensayos efectuados sobre modelos reducidos.

Esta conocida Regla de Homoteticidad puede justificar, para el problema de piezas de la misma forma, el tan extendido empleo del "Módulo de Solidificación" (relación Volumen/Area de la superficie activa de enfriamiento) para caracterizar el enfriamiento. El módulo juega el papel de un parámetro dimensional que nos daría la relación de proporcionalidad aplicable a una pieza de dimensiones A cuando se conocen las características de enfriamiento de otra con dimensiones B de igual forma.

Partiendo de esta idea y lo aceptable de sus conclusiones, se intentó dar un carácter generalizador al módulo como parámetro principal del enfriamiento de una aleación y un material de molde determinado, entendiendo que los tiempos de solidificación de una pieza colada no dependerán en absoluto de la forma de la misma, sino únicamente de su módulo de solidificación $\frac{V}{S}$, variando proporcionalmente a su cuadrado. No obstante y aquí, una vez más, la teoría demuestra erróneo un concepto intuitivo y en apariencia sancionado por la práctica.

A partir de los resultados obtenidos de la extracción de calor por molde, se establece una teoría fundamentada en un balance térmico muy simple y apoyada en un cierto número de hipótesis, llegándose a la determinación de un coeficiente usualmente denominado Coeficiente de Forma que confirma la importancia real de la forma de la pieza fundida en el cálculo de sus tiempos de solidificación.

Las hipótesis introducidas para hacer viable el desarrollo de esta teoría, siguen la misma línea que las establecidas anteriormente para dar solución a problemas de transmisión de calor, pudiéndose enumerar de la forma siguiente:

- La dimensión del molde es muy grande comparada con la de la pieza.
- El calor latente se libera a temperatura constante.
- La temperatura de la interfase es alcanzada instantáneamente y permanece constante a lo largo de toda la solidificación.
- Las características físicas del metal y el molde son independientes de la temperatura.

Más adelante nos preocuparemos de estudiar las repercusiones de estas hipótesis, considerándolas desde un punto de vista teórico y práctico.

Como vimos en la fórmula (I-43) el calor total absorbido en el tiempo t por la unidad de superficie de la pared plana de un molde que inicialmente tenía una temperatura uniforme θ_o y que es instantáneamente elevada a la temperatura θ_i , es:

$$Q = 1,128 \cdot b \cdot (\theta_i - \theta_o) \sqrt{t}$$

Entonces la cantidad de calor absorbido en el tiempo t será:

$$Q_a = 1,128 \cdot b \cdot S \cdot (\theta_i - \theta_o) \sqrt{t}$$

(I-46)

Donde S representa el área de la superficie de molde.

La cantidad de calor que, en iguales condiciones, habría absorbido en el tiempo T_p que dura la solidificación completa será:

$$Q_a = 1,128 \cdot b \cdot S (\theta_i - \theta_o) \sqrt{T_p} \quad (I-47)$$

Si W es la masa de la fundición que solidifica desde la temperatura de colada uniforme θ_c hasta una temperatura final de solidificación θ_{sm} (temperatura media de la pieza al final de la solidificación, que es próxima a la temperatura de solidificación θ_s), la cantidad de calor cedido durante la solidificación completa vendrá expresada por:

$$Q_c = W (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm})) \quad (I-48)$$

Donde: L es el calor latente de fusión del metal

c_1 es el calor específico medio en el sobrecalentamiento y la zona de solidificación, es decir, entre la temperatura de colada y la de final de solidificación.

La cantidad de calor absorbida por el molde en el tiempo de solidificación completa T_p será igual a la cedida por el metal en el mismo periodo de tiempo:

$$1,128 \cdot b \cdot S (\theta_i - \theta_o) \sqrt{T_p} = W (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))$$

$$\sqrt{T_p} = \frac{W (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))}{1,128 \cdot b \cdot S (\theta_i - \theta_o)} \quad (I-49)$$

Como $W = V \rho_1$, donde V y ρ_1 son, respectivamente, el volumen y la densidad del metal que solidifica, tendremos:

$$\sqrt{T_p} = \frac{\rho_1 (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))}{1,128 \cdot b \cdot (\theta_i - \theta_o)} \left(\frac{V}{S} \right) \quad (I-50)$$

Esta ecuación es similar a la I-45, donde ahora V/S representa el espesor total de la fundición y $\frac{\rho_1 (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))}{1,128 \cdot b (\theta_1 - \theta_0)}$ será la inversa de la constante de solidificación q .

$$q = \frac{1,128 \cdot b (\theta_1 - \theta_0)}{\rho_1 (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))} \quad (I-51)$$

Desde (I-50) se deduce, recordando que la difusividad de calor del molde es $b = \sqrt{K_2 c_2 \rho_2}$, que el tiempo de solidificación de una placa de pequeño espesor en relación con sus demás dimensiones, enfriada en un molde de grandes dimensiones comparadas con las de la placa es:

$$T_p = \frac{\rho_1^2 (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))^2}{1,273 K_2 c_2 \rho_2 (\theta_1 - \theta_0)^2} \left(\frac{V}{S} \right)^2 = A_p^2 \left(\frac{V}{S} \right)^2 \quad (I-52)$$

Donde: $A_p = \frac{\rho_1 (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))}{1,128 K_2 c_2 \rho_2 (\theta_1 - \theta_0)} \quad (I-53)$

se denomina coeficiente de forma para la placa, que será una constante para una aleación determinada, mientras que el material del molde y la temperatura de colada permanezcan constantes.

Sería excesivamente largo formular todo el desarrollo matemático, similar a éste, que conduce a calcular los tiempos de solidificación para esferas y cilindros. Las fórmulas finales dedichos tiempos para estas formas geométricas son:

Para una esfera:

$$T_e = \frac{9 \rho_2 c_2}{\pi K_2} \left(\sqrt{1 + \frac{\pi \rho_1 (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))}{3 \rho_2 c_2 (\theta_1 - \theta_0)}} - 1 \right)^2 \left(\frac{V}{S} \right)^2 = A_e^2 \left(\frac{V}{S} \right)^2 \quad (I-54)$$

Para un cilindro:

$$T_c = \frac{16 \rho_2 c_2}{\pi K_2} \left(\sqrt{1 + \frac{\pi \rho_1 (L+c_1) (\frac{\theta_c}{1} - \frac{\theta_{sm}}{0})}{4 \rho_2 c_2 (\frac{\theta_c}{1} - \frac{\theta_{sm}}{0})}} - 1 \right)^2 \left(\frac{V}{S} \right)^2 =$$

$$= A_c^2 \left(\frac{V}{S} \right)^2 \quad (I-55)$$

Los coeficientes de forma A_p y A_e se pueden relacionar mediante la fórmula:

$$A_p = A_e \left(1 + \frac{\sqrt{K_2} \pi}{6} A_e \right) \quad (I-56)$$

De estas fórmulas se desprende fácilmente la importancia de las formas de la pieza fundida sobre los tiempos de solidificación, demostrando que estos tiempos no dependen únicamente del módulo de solidificación, como se propuso por razonamientos intuitivos, sino que la forma tiene una influencia determinante sobre ellos.

La relación establecida entre los coeficientes de forma expresada por la fórmula (I-56) demuestra que los tiempos de solidificación de placas deben ser mayores que los producidos en esferas de igual módulo de solidificación. Halbart señaló que estas dos formas de piezas, en lo que concierne a líneas de flujo, tienen el comportamiento más diferente, concluyendo que los tiempos de solidificación de todos los sólidos convexos deberán estar comprendidos entre los de placas y los de esferas.

I.5. VALIDEZ DE LAS HIPOTESIS. SU INFLUENCIA.

Han sido muchos los métodos de ensayo dirigidos a calcular los tiempos de solidificación de aleaciones, desde el ya clásico ensayo de vaciado "pour-out" hasta el del analizador eléctrico, pasando por el método de análisis térmico que emplea medidas termoelectrónicas para el control de tem-

peraturas.

Pero en un caso tan extremadamente complejo como es la solidificación, donde las variables que intervienen alcanzan un número superior a treinta, la experiencia permite difícilmente el desarrollo de investigaciones sistemáticas que proporcionen suficiente información y de suficiente calidad, para aproximar leyes empíricas capaces de aportar resultados con la fiabilidad necesariamente exigida para su posterior generalización.

Añadimos a esto lo extremadamente complicado y caro que resulta poner a punto estos tipos de ensayos, donde se consumen unas enormes cantidades de materiales, empleando equipos muy sofisticados y no siempre exactos.

Estas razones han impulsado a realizar el estudio de los tiempos de solidificación mediante la resolución, por métodos matemáticos, de los problemas de transferencia de calor entre el metal y el molde.

Esto no significa, evidentemente, que al adoptar este camino estemos libres de toda dificultad, sino que ahora estas dificultades son de otro tipo y quizás de más fácil control cuando no se pretenden obtener resultados exactos en un sentido absoluto, sino que se desean conseguir valores comparativos que aporten luz sobre nuestro problema, el acero moldeado de baja aleación solidificado en molde de arena.

Como se vió anteriormente, al abordar este problema en su aspecto teórico, nos vimos obligados a aceptar un elevado número de hipótesis, sin las cuales este intento o hubiera fracasado o se hubiera detenido en un momento dado, pero que, a la vez, nos condicionan a limitar los campos de aplicación y a estudiar la influencia que cada una de ellas tiene sobre el tiempo de solidificación.

Hipótesis 1. Dimensiones de molde consideradas como semi-infinitas.

Esta hipótesis puede ser fácilmente admitida, ya que el caso de enfriamiento en moldes de arena puede tratarse como si el molde fuera semi-infinito sin introducir errores apreciables. Esto se debe a que, en realidad, la temperatura de las paredes exteriores generalmente no se elevan mucho más que la temperatura que tiene el medio ambiente circundante y, por tanto, la pérdida de calor por convección y radiación desde estas paredes es despreciable.

Sin embargo, esta hipótesis no es aplicable a lingoteras metálicas, cuyas paredes exteriores están frecuentemente a algunos cientos de grados por encima de la temperatura ambiente, produciéndose, en estas circunstancias una pérdida considerable de calor.

Así pues, esta hipótesis es perfectamente asumible cuando empleamos moldes de baja conductividad térmica que produce una baja difusividad de temperatura y, por consiguiente, débil transferencia de calor en el molde.

Igualmente, esta hipótesis nos permite realizar el tratamiento matemático en zonas lo suficientemente alejadas de esquinas y zonas cilíndricas, para que los efectos de disminución de tiempos de solidificación introducidos por ellas no tengan influencia sobre la zona considerada, de esta forma únicamente se estima la existencia de flujo unidireccional perpendicular a la pared del molde.

No obstante, este problema que representa un hecho real y frecuente en piezas fundidas de dimensiones finitas, será tratado más adelante mediante la adopción de unos factores de corrección que se aplican sobre las superficies próximas a esquinas en ángulo recto o con ciertos radios de curvatura.

Hipótesis 2. Las propiedades térmicas del metal y el molde son independientes de la temperatura.

A lo largo de todos los razonamientos matemáticos expuestos anteriormente, hemos supuesto la constancia de las propiedades térmicas con la temperatura. No obstante, esta hipótesis, que es raramente cierta, producirá en su conjunto errores no excesivamente grandes sobre el cálculo de tiempos de solidificación.

El aumento de la conductividad térmica del metal conduce a una disminución de los tiempos de solidificación y no modifica apenas la distribución de temperaturas en el molde. La conductividad térmica del metal aumenta en el curso del enfriamiento y su resultado podría ser una ligera aceleración en la transferencia de calor a lo largo del proceso.

El aumento del calor específico del metal, conduce a un aumento de los tiempos de solidificación y en el curso del enfriamiento, el calor específico disminuye con el descenso de la temperatura.

El papel del calor específico es más importante que el de la conductividad térmica del metal, ya que una variación del + 7% en el calor específico produce sensiblemente los mismos efectos que una variación del - 14% en la conductividad térmica.

No obstante, centrándonos en el cálculo de tiempos de solidificación, tienen mayor incidencia las propiedades térmicas del molde como se desprende de las fórmulas (I-52), (I-54) y (I-55).

Se observa en estas fórmulas que un aumento en la conductividad y en el calor específico del material del molde, disminuirían los tiempos de solidificación, pero dado que

la variación de estas propiedades con la temperatura se produce en sentido inverso, el error total introducido puede considerarse despreciable a pesar de admitir que, igual que para el metal el calor específico juega un papel preponderante frente a la conductividad térmica.

Consideremos por otro lado que los intervalos de temperatura empleados para calcular los tiempos de solidificación son cortos aún en los casos más desfavorables de temperaturas de colada elevadas e intervalos de solidificación amplios.

Se puede concluir, pues, que esta hipótesis no introduciría grandes errores en el cálculo global de tiempos de solidificación dado, por una parte, el efecto compensatorio de las variaciones de ambas propiedades térmicas, y por otra, los intervalos cortos de temperatura que producirán efectos poco acusados sobre ellas.

Hipótesis 3. Temperatura constante en la interfase metal-molde.

En el caso de varios medios en presencia frente a un proceso térmico, el conocimiento de la evolución de la temperatura en la superficie de separación de dos medios, es particularmente importante al permitir considerar cada uno de los dos medios que limitan con esta superficie como independientes.

La simplificación que introduce esta hipótesis es todavía mayor si se puede suponer que esta temperatura de interfase no varía con el tiempo, pudiendo utilizarse entonces en un medio que no experimenta ninguna transformación en el curso del proceso térmico, tal es el caso de la ecuación del choque térmico bajo su forma más simple.

Como se vió anteriormente, si la pared de un molde semi-infinito se eleva bruscamente, en el tiempo inicial ($t = 0$), desde su temperatura uniforme θ_0 hasta una temperatura θ_1 , la temperatura θ_m alcanzada en un punto cualquiera situado a una distancia x en el instante t , será:

$$\theta_m = \theta_0 + (\theta_1 - \theta_0) \operatorname{erf} c \frac{x}{2\sqrt{\alpha t}}$$

En el caso del molde de arena, donde el espesor de ésta es grande frente al espesor de la pieza, se podrá suponer legítimamente que el medio es semi-infinito y, admitiendo entonces la hipótesis de temperatura de la interfase constante, se podrá aplicar esta ecuación para determinar la temperatura θ_m en diferentes puntos de la pared del molde de arena y en diversos instantes, cuando conozcamos la temperatura inicial del molde θ_0 , la temperatura de la interfase θ_1 y la difusividad de temperatura α característica de dicho medio.

El conocimiento de la distribución de temperaturas en el molde, obtenidas de esta forma, se vió en párrafos anteriores que constituía una herramienta imprescindible para el cálculo de tiempos de solidificación.

Para valorar objetivamente la incidencia que tiene esta hipótesis sobre el cálculo de tiempos de solidificación, revisaremos brevemente algunos de sus aspectos más importantes.

- 1) Naturaleza del contacto entre el metal y el molde de arena. Recientes investigaciones sobre la penetración del metal en el molde de arena compacto, indican la interdependencia del tamaño de grano de la arena, el sobrecalentamiento del metal fundido, el tiempo de contacto y la presión metalostática. Estos estudios se llevaron a cabo utilizando atmósfera inerte o de hidrógeno, bajo cuyas condiciones el metal "no moja" el molde de arena de sílice. Sin embargo,

la penetración medida en este estudio fue tan considerable que bajo condiciones normales de fundición en molde de arena, el efecto de este tipo de contacto sobre las variables que intervienen en la ecuación de conducción de calor no puede ser despreciado.

Fueron obtenidas algunas conclusiones generales sobre este tema, así por ejemplo, se comprobó que la presencia de polvo de carbón en los moldes de sílice impide la penetración del metal en el molde al producirse una formación preferencial de óxidos de carbono gaseosos que impiden al metal líquido mojar la pared del molde; al contrario, en moldes de sílice libres de carbón existirán condiciones de penetración producidas por el mojado entre los óxidos de hierro formados y la sílice.

Igualmente es importante, respecto a este tema, la facilidad con que el metal líquido puede fluir a través de las paredes del molde, y por tanto, la temperatura a la cual se realiza la colada.

La expansión del molde de arena compacto es otro aspecto importante a tener en cuenta cuando estudiamos la naturaleza de contacto metal-molde. Dicha expansión se atribuye al aumento de volumen de los espacios intersticiales de aire que existen lógicamente entre los granos de la arena compactada del molde. La dirección de esta expansión varía con el tiempo que transcurrió desde el momento de la colada y con las características propias del molde, en particular bajo su condición de molde seco o en verde.

La expansión en un molde seco se realiza en primer lugar hacia el interior de la capa de metal solidificado, debido a que la rigidez de sus capas frías es mayor que la de la estrecha capa de metal solidificado.

En moldes verdes la porción de arena fría, en un principio, tiene una menor rigidez y, como consecuencia, tiene

lugar un movimiento de expansión hacia el lado de la arena. Este movimiento continúa hasta que la arena, una vez seca, adquiere rigidez suficiente para cambiar el sentido de la expansión.

Para resumir, podemos confirmar la suposición de un buen contacto entre metal y molde con la probable excepción de dos casos:

- 1) Cuando las aleaciones fundidas tienen una marcada tendencia a la formación de películas de óxido, creando una nueva discontinuidad en el proceso de transferencia de calor.
- 2) Cuando colamos en moldes de arena en verde durante el período de secado de las capas de arena adyacentes a la interfase.

En la fundición de aleaciones de elevado punto de fusión, ambos aspectos carecen de sentido, concluyéndose pues, que en cuanto a la naturaleza del contacto metal-molde en fundiciones de aleaciones de elevado punto de solidificación con sobrecalentamientos normales y enfriadas en moldes de arena secos, el contacto entre ambos medios puede considerarse bueno.

ii) Cálculo de la Temperatura de Interfase.

Se dispone de la fórmula de Riemann, que, en definitiva, no es más que una fórmula aproximada para calcular la temperatura de la interfase θ_i .

De acuerdo con ella, la temperatura en la interfase (θ_i) entre dos cuerpos semi-infinitos inicialmente a temperaturas θ_c y θ_o , los cuales son puestos repentinamente en contacto, viene dada por:

$$\theta_1 = \frac{b_1 \theta_c + b_2 \theta_o}{b_1 + b_2} \quad (I-57)$$

Dónde, aplicada a la fusión y colada de metales en molde de arena,

θ_c , temperatura uniforme de colada

θ_o , temperatura inicial del molde

b_1 , difusividad de calor del metal igual a $\sqrt{K_1 c_1 \rho_1}$

b_2 , difusividad de calor del molde igual a $\sqrt{K_2 c_2 \rho_2}$

Sin embargo, esta fórmula para el cálculo de la temperatura de la interfase no tiene en cuenta el hecho real de que durante la solidificación el molde está en contacto parte del tiempo con el metal líquido y otra parte con el metal sólido, por tanto esta expresión será únicamente aproximada y su valor es ligeramente inferior al de la temperatura de solidificación, en metales puros y a la de liquidus en aleaciones con intervalo de solidificación.

iii) Distribución de Temperatura en la Interfase.

Tanto la naturaleza del contacto metal-molde como la posibilidad de calcular la temperatura de la interfase, son dos factores íntimamente relacionados con la distribución de temperatura en la interfase y el tipo de distribución que se elija afectará de forma decisiva a la seguridad en el cálculo de tiempos de solidificación.

Con este fin se examinaron varias posibilidades de distribución de temperaturas, desde la distribución gaussiana exacta a través de la interfase, hasta una distribución lineal en la fundición que solidifica.

Se estudiaron los errores introducidos en la constante de molde ($\epsilon = 1,128 b (\theta_1 - \theta_0)$), empleada directamente en el cálculo del tiempo de solidificación, dependiendo del tipo de distribución elegida. En dicho estudio se observaron errores máximos del 7 % para la constante de molde cuando se trata de acero solidificado en molde de arena, pero cuando la solidificación fué en lingotera metálica, los errores alcanzaron cifras tan elevadas como del 40 %.

Esto nos permite concluir que en moldes de arena los errores introducidos son de orden más pequeño que muchos de aquellos producidos por el uso de constantes térmicas de dudosa exactitud o de los producidos al intentar poner en práctica un ensayo, de por sí sofisticado, de cálculo de temperatura de interfase por medio de termopares planos de pequeña superficie colocados en la superficie interior del molde.

1.5.1. CONSIDERACIONES FINALES

Desde la revisión, en líneas generales, de las hipótesis más importantes asumidas en el problema de transmisión de calor dirigido al proceso de solidificación en molde, se pueden desprender varias conclusiones generales que autorizan a pensar, cuando menos, en la eficacia de este método si nuestra intención no es encontrar valores absolutos con gran precisión, sino valores comparativos entre aceros similares y moldeados en idénticas condiciones.

Cuando se realiza la solidificación de un metal fundido en molde de arena, podemos admitir, como muy probable, la hipótesis de medio semi-infinito debido a la gran

capacidad de calor del molde de arena que, unida a una baja conductividad térmica productora de débil transferencia de calor, hace que las paredes exteriores del molde (Interfase Aire-molde) no se eleven a temperaturas superiores a las del medio ambiente que las rodea, siendo por tanto, despreciable la transmisión por convección y radiación desde estas paredes.

Diversos autores coinciden en que la solidificación en moldes de arena de piezas fundidas con espesores no superiores a los del molde que las rodea, la temperatura de la superficie exterior de dicho molde no se eleva más allá de la del medio circundante y bajo estas condiciones el molde puede considerarse como semi-infinito.

En cuanto a la variación de propiedades térmicas con la temperatura, se estimó anteriormente que las que más afectaban al cálculo de tiempos de solidificación son la conductividad térmica y calor específico del molde, pero debido a su variación opuesta con la temperatura, el error producido al considerarlas como constantes, sin llegar a anularse, adquiriría valores admisibles sin influencia apenas considerable en el cálculo global de tiempos de solidificación. Dichos errores son tanto más aceptables cuando consideramos variaciones pequeñas de temperaturas, como es el caso de las aleaciones (aceros de baja aleación) empleadas en el presente trabajo.

La consideración finalmente admitida, de una temperatura de interfase sustancialmente constante durante el periodo de solidificación es, con seguridad, la más polémica, aunque con la misma seguridad podemos afirmar que en moldes de arena dicha temperatura permanecerá constante durante $1/2$ a $2/3$ del tiempo de solidificación real.

Esto sucederá lógicamente, sólo en moldes de arena que tienen una difusividad y conductividad de temperatura mucho menores que las del metal fundido, de forma que los gradientes de temperatura en el metal son bajos y los del molde altos; pero no podrá ser aplicado en solidificación de metales en lingoteras metálicas, donde, por tener ambos materiales propiedades térmicas similares, los gradientes de temperatura en el metal fundido y en la lingotera son del mismo orden y esto producirá temperaturas de interfase sustancialmente más bajas y en continua variación con el tiempo.

Evidentemente, esta hipótesis, necesaria para el cálculo de tiempos de solidificación, no se podrá admitir nunca como rigurosamente cierta, a pesar de situarnos en los casos más favorables. No obstante, esta incertidumbre existe también cuando se intenta medir las temperaturas de interfase experimentalmente, debido sin duda, a los altísimos gradientes de temperatura cerca de la interfase y a la forma particularmente complicada de llevar a cabo la medida, ya que normalmente ésta se realiza mediante termopares planos con sus conductores dispuestos en ángulo recto con la pared del molde, es decir, perpendiculares a las isoterma, bajo cuyas condiciones existe el peligro de cometer errores sustanciales de medida.

Añadiremos finalmente, que en molde de arena seco de gran espesor, la resistencia de contacto con el metal puede considerarse despreciable, evitando así el riesgo de formación de una película de gas en la interfase metal molde (air-gap) que produciría una discontinuidad adicional y, por supuesto, una diferencia notable entre la temperatura de la interfase lado metal y la interfase lado molde. Bajo estas condiciones, podemos admitir, sin graves errores para nuestros cálculos, la temperatura de interfase dada por Riemann (fig. 1).

$$\theta_1 = \frac{b_1 \theta_c + b_2 \theta_0}{b_1 + b_2}$$

La fig. 3 muestra las curvas de evolución de temperaturas con el tiempo entre dos medios (metal-molde) en cuya interfase existe una resistencia de contacto, la cual provoca una pronunciada discontinuidad en las curvas de distribución de temperaturas, dando lugar a dos temperaturas de interfase, una para el lado metal y otra para el lado molde, en contra de una temperatura única y constante con el tiempo que nos dará una distribución sin resistencia de contacto.

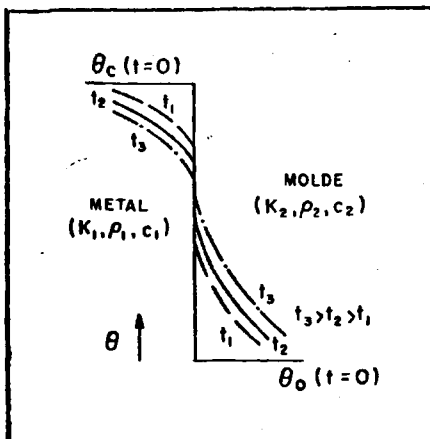


Fig. 3.

Con resistencia de contacto.

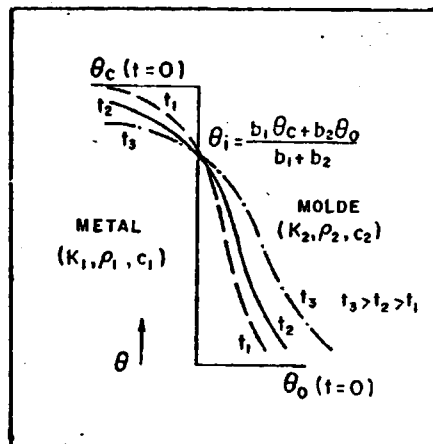


Fig. 2.

Sin resistencia de contacto.

I.6. GEOMETRIA DEL MOLDE: ESQUINAS EN ANGULO RECTO Y SUPERFICIES CILINDRICAS.

A lo largo de todo el desarrollo teórico efectuado en este capítulo, ha habido una hipótesis reiteradamente establecida, pared de molde semi-infinita en la cual se consideran despreciables los efectos de esquinas en ángulo y los de superficies cilíndricas.

Al exponer anteriormente la validez de las hipótesis establecidas, se aceptó considerar al molde de arena de espesor superior al de la pieza fundida, como semi-infinito, en base a que su baja conductividad térmica nos autorizaba a afirmar que sus paredes exteriores no se calentaban a temperaturas superiores a las del medio ambiente que le circundaba. No obstante, en ningún momento se consideró la exigencia que dicha hipótesis ejerce sobre la propia geometría del molde.

Un molde plano, de espesor y longitud suficiente para poder considerar que la extracción de calor ejercida por él sobre el metal fundido es unidireccional y que, por tanto, no existe transmisión de calor en sus extremos, puede considerarse como semi-infinito; pero cuando, debido a la propia geometría de la pieza, requerimos moldes con esquinas en ángulo o superficies cilíndricas, la conducción de calor deja de ser unidireccional en estas zonas y sus proximidades, y las velocidades de absorción de calor por el molde se ven afectadas al igual, lógicamente, que los tiempos de solidificación.

La extraordinaria complicación que introduciría el aparato matemático necesario para la resolución de este problema por la teoría de transmisión de calor, hace que éste sea inabordable bajo este aspecto; prueba de ello es la ausencia total de soluciones exactas para este problema.

Por este motivo, intentaremos abordar esta cuestión estudiando las repercusiones que produce la geometría del molde sobre los cálculos de tiempos de solidificación realizados para piezas fundidas consideradas planas, así como la forma de introducirlas en los resultados finales.

Las velocidades de absorción de calor en esquinas en ángulo y superficies cilíndricas de moldes difiere sustancialmente de las encontradas para paredes planas, ya que el flujo de calor a través de la unidad de superficie de la interfase metal-molde es absorbido por volúmenes diferentes del material de molde.

Se estudiarán únicamente los efectos de esquinas en ángulo recto y superficies cilíndricas, ya que serán los que debemos aplicar directamente en el cálculo posterior de tiempos de solidificación de nuestros aceros moldeados.

I.6.1. ESQUINAS EN ANGULO RECTO Y SUPERFICIES CILINDRICAS.

Se ha demostrado por medidas termoeléctricas que el alcance del efecto de una esquina en ángulo recto sobre la distribución de las isothermas no sobrepasa más de 3 cm. a uno y otro lado del vértice de la esquina. Como puede observarse en la fig. 4, existe un aumento de extracción de calor en las esquinas, reflejado por su mayor densidad de líneas isothermas; este efecto se extiende aproximadamente tres centímetros a cada lado del vértice, sobrepasados los cuales las isothermas llegan a ser esencialmente paralelas y fuera de aquella zona la velocidad de absorción de calor por el molde no es afectada.

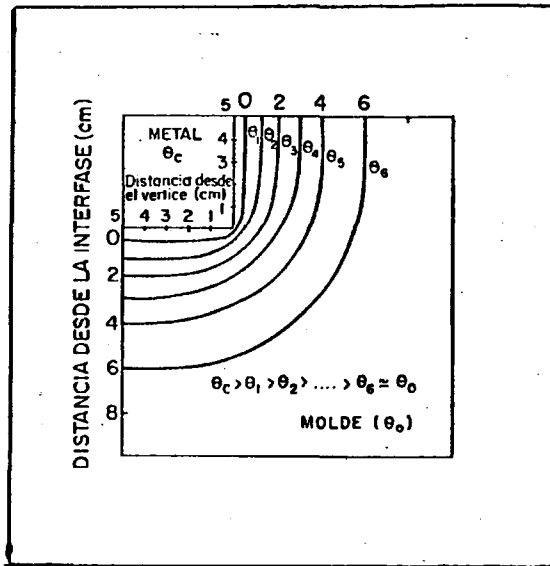


Fig. 4. Distribución de temperaturas en una Esquina en ángulo recto.

Mediante medidas experimentales del exceso de calor absorbido por la esquina de un molde, Ruddie y Skinner concluyeron que la ecuación que da la velocidad de extracción de calor $\frac{dQ}{dt}$ en una esquina es, aproximadamente, de la forma siguiente:

$$\frac{dQ}{dt} = \frac{n \epsilon t^{-1/2}}{2} + \eta \quad (I-58)$$

Donde,
 n , número de cm^2 implicados
 ϵ , constante del molde para una pared plana
 η , constante (con valores tabulados para cada temperatura y molde)

De la ecuación (I-58) se deduce, por integración entre los límites 0 y t :

$$Q = n \epsilon t^{1/2} + \eta t \quad (I-59)$$

En esta ecuación, $n \epsilon t^{1/2}$ representa la cantidad de calor que sería absorbida por una pared del molde plano de igual área y el término $n t$ será el exceso de calor absorbido por la esquina.

Introducimos ahora el "factor esquina", que definimos como el cociente entre el calor absorbido por la esquina y el calor absorbido por una pared plana de molde de igual área. Por consiguiente, este factor será igual a:

$$\frac{n \epsilon t^{1/2} + n t}{n \epsilon t^{1/2}} = 1 + \frac{n t^{1/2}}{n \epsilon} \quad (I-60)$$

el cual es función del área de la superficie y, por tanto, para hacer uso de dicho factor es necesario definir el área sobre el cual se considera que tiene efecto la esquina.

Los valores del factor de esquina así calculados para diferentes tipos de solidificación y considerando que sus efectos se extienden a una distancia de 3 cm. a cada lado de la arista de la esquina, quedan reflejados en la Tabla II.

T A B L A II.

Valor del factor de esquina. $(1 + \frac{n t^{1/2}}{n \epsilon})$

Tiempo de solidificación (min).	Factor de esquina (Angulo recto)
5	1,15
10	1,22
20	1,30
25	1,35
30	1,38
40	1,44
50	1,49
60	1,54
75	1,60
90	1,66
105	1,71
120	1,76

De igual forma que lo expuesto para esquinas en ángulo recto, para superficies de moldes cilíndricos se define su factor como el cociente entre el calor absorbido por la unidad de área de la superficie cilíndrica y el calor absorbido por la unidad de área de una pared plana de molde. Los valores obtenidos para el factor de superficie cilíndrica se señalan en la Tabla III, según diferentes tiempos de solidificación y diámetros de las superficies cilíndricas estudiadas.

T A B L A III.

Valores del factor de superficies cilíndricas.

Tiempo de solidificación (min)	Factor de superficies cilíndricas		
	5 cm Diámetro	8 cm Diámetro	13 cm Diámetro
1	1,07	1,02	1,01
2	1,10	1,04	1,01
3	1,12	1,05	1,02
4	1,14	1,07	1,03
5	1,16	1,09	1,04
10	1,28	1,14	1,06
15	1,32	1,19	1,10
20	1,35	1,26	1,12
25	1,37	1,30	1,14
30	1,39	1,32	1,17
40	1,45	1,34	1,23
50	1,50	1,37	1,26
60	1,54	1,40	1,28
75		1,44	1,30
90		1,47	1,32
105		1,50	1,34
120		1,53	1,35

Cuando ambos factores de esquina y superficie cilíndrica, han sido determinados, podemos calcular el "área efectiva", es decir, el área equivalente a un molde de pared plana, mediante el producto de las áreas parciales afectadas por los efectos producidos por esquinas y superficies cilíndricas del molde, por sus factores correspondientes. De esta forma, la

realización del cálculo de tiempos de solidificación, se efectuará en dos pasos:

Primero, podremos calcular el tiempo de solidificación considerando el área total de la pieza fundida y tratándolo como una superficie plana; de esta forma, aplicaremos la fórmula (I-52) previo conocimiento de todas sus constantes. Una vez obtenido este tiempo de solidificación, que denominaremos "Aproximado" (T_{Aprox}), calcularemos los factores correspondientes a las superficies afectadas, según la propia geometría del molde, entrando en las Tablas II y III con el tiempo de solidificación aproximado calculado anteriormente. Una vez conocidos estos factores, se calcula el área efectiva multiplicando cada factor por las superficies parciales que afectan, y con este valor, que será mayor que el de la superficie real de la pieza fundida, se volverá a aplicar la fórmula (I-52) para obtener el "Tiempo de solidificación real" de dicha pieza.

Lógicamente este tiempo de solidificación real es siempre menor que el aproximado, lo cual corrobora que las esquinas y superficies cilíndricas de los moldes, extraen calor más rápidamente que sus zonas planas.

II. VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO

II.1. METODOS NUMERICOS. BASE TEORICA.

La teoría de transmisión de calor en régimen transitorio que se aplicó precedentemente al problema de solidificación, permitió desarrollar un método matemático que conducía únicamente al cálculo de tiempos de solidificación. Las mismas hipótesis simplificadoras necesariamente introducidas y, en particular, la referente a una temperatura de interfase instantáneamente alcanzada y constante durante todo el intervalo de solidificación, limitarán el campo de aplicación de esta teoría al conocimiento de un fenómeno global, la solidificación, pudiendo así calcular los valores de los tiempos transcurridos en producirse dicha solidificación. Sin embargo, esta teoría no fue capaz de darnos ninguna información sobre fenómenos internos a nivel microscópico, tales como la distribución de las temperaturas en el conjunto de la pieza y su evolución con el tiempo.

El conocimiento de estos fenómenos es, por supuesto, importante, siendo necesario saber no solamente cómo progresa la solidificación, sino también la velocidad de enfriamiento y el gradiente de temperaturas en cada punto de la pieza y en cada instante, para obtener la intensidad del flujo térmico.

La imposibilidad práctica para resolver el complicado aparato matemático que exigiría el planteamiento teórico de este problema, ha hecho necesaria la introducción de métodos de aproximación gráficos y numéricos que han tenido en los últimos años una influencia decisiva sobre muchas ramas de la ciencia y la ingeniería.

La aplicación de estos métodos a los problemas de solidificación y enfriamiento ha sido y es muy amplia a la vista de la probada eficacia de estas técnicas para suministrar soluciones suficientemente exactas en la mayoría de nuestros problemas prácticos. Una ventaja particular del método de aproximación es el ser capaz de resolver problemas de flujo térmico en cada punto de la pieza fundida, no sólo en la solidificación, sino durante el enfriamiento posterior de la misma, siendo éste, como ya dijimos anteriormente, un problema de muy difícil solución por vía analítica.

Existe un elevado número de métodos de aproximación, tanto gráficos como numéricos; no obstante, estos últimos tienen mayor exactitud y versatilidad de empleo que los primeros, puesto que además se pueden aplicar a casos más generales.

Básicamente, estos métodos consisten en imponer una red de flujo térmico en el cuerpo sobre el cual está fluyendo el calor y aplicar las ecuaciones para el flujo de calor en régimen estacionario desde una unidad de la red hacia sus vecindades en pequeños intervalos finitos de tiempo. El flujo de calor durante un largo periodo se obtendrá por suma de los flujos individuales en un número de pequeños intervalos.

Uno de los esquemas mejores y más simples para el análisis numérico del flujo de calor es el descrito por Dusenberre y, en vista de las evidentes posibilidades de este método para cálculos de velocidades de solidificación y enfriamiento, será el adoptado en este trabajo.

Ya que el flujo de calor en una pieza fundida que solidifica es esencialmente transitorio, se empleará un método de iteración para resolver problemas de transmisión de calor en régimen no uniforme. Manteniendo para estos razo-

namientos la hipótesis de unidireccionalidad, consideremos una estrecha sección de un cuerpo en el cual el calor está fluyendo paralelamente a ella con una anchura Δx y un espesor unidad (fig. 5).

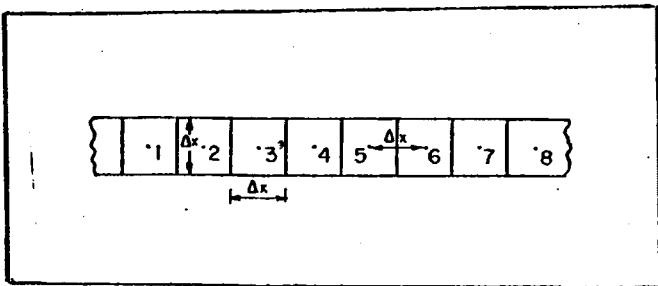


Fig. 5. Red de flujo térmico.

La figura 5 muestra que la longitud de la trayectoria del flujo térmico a través de la sección del material está dividida en unidades de Δx y los puntos de referencia de cada zona cuadrada de la red están situados en el centro de las mismas y separadas entre sí por una distancia Δx .

Elegiremos un Δt de forma que sea suficientemente pequeño para que:

- i) En el cálculo de la temperatura de un punto de referencia, durante el intervalo de tiempo elegido, únicamente sea necesario considerar la temperatura local y las de los puntos de referencia adyacentes al mismo.
- ii) Las temperaturas obtenidas al comienzo del intervalo pueden emplearse a lo largo de todo él sin error apreciable.

- iii) La variación en el contenido calorífico de un elemento de un cuerpo, puede ser calculada a partir del cambio de temperatura del punto de referencia localizado dentro de él, es decir, el punto de referencia puede considerarse como imagen térmica de todo el elemento.

Supongamos que, en algún caso particular, las temperaturas en los puntos de referencia son $\theta_1, \theta_2, \theta_3, \dots$ y que un tiempo Δt posterior valen $\theta'_1, \theta'_2, \theta'_3, \dots$. Establecemos ahora el balance calorífico por zonas, por ejemplo, para la del punto de referencia 2, que para el intervalo de tiempo Δt , viene dado por:

$$k_{12}(\theta_1 - \theta_2)\Delta t + k_{32}(\theta_3 - \theta_2)\Delta t = C_2(\theta'_2 - \theta_2) \quad (\text{II-1})$$

Donde k_{12} y k_{32} son las conductancias del flujo calorífico en las trayectorias 1 - 2 y 3 - 2 y C_2 es la capacidad de calor del elemento que contiene al punto 2. Para la red cuadrada representada en la fig. 5, $k_{12} k_{32} = K$ es la conductividad térmica del material y como el volumen de un elemento de la sección es $(\Delta x)^2$, puesto que su espesor es la unidad, podremos poner $C_2 = c\rho (\Delta x)^2$.

Una vez introducidas estas simplificaciones en la fórmula (II-1), se obtendrá:

$$(\theta_1 - \theta_2) K \Delta t + (\theta_3 - \theta_2) K \Delta t = c\rho (\Delta x)^2 (\theta'_2 - \theta_2) \quad (\text{II-2})$$

Para simplificar la ecuación del balance calorífico se introduce el módulo adimensional definido por:

$$M = \frac{c\rho (\Delta x)^2}{K \Delta t} = \frac{(\Delta x)^2}{\alpha \Delta t} \quad (\text{II-3})$$

puesto que: $\alpha = \frac{K}{c\rho}$ es la difusividad de temperatura del material.

Sustituyendo este módulo en la ecuación (II-2) se obtendrá:

$$(\theta_1 - \theta_2) + (\theta_3 - \theta_2) = M (\theta_2' - \theta_2) \quad (II-4)$$

De donde:

$$\theta_2' = \frac{\theta_1 + \theta_3 + (M-2)\theta_2}{M} \quad (II-5)$$

La ecuación (II-3), en la que queda definido el módulo M, implica a tres variables Δx , Δt y M. Si fijamos Δx según las dimensiones propias de la pieza, entonces la elección de M determinará Δt y viceversa. Como se puede observar de la fórmula (II-5), el valor del módulo está condicionado, ya que si M es menor de dos, la temperatura del elemento 2 tendría un efecto negativo sobre su propio valor futuro, en otras palabras esto significaría que el elemento estaría más caliente en el momento inicial que en el final del intervalo de tiempo Δt , lo cual no es consistente con la segunda ley de termodinámica; de esta forma, podremos concluir que:

$$M \geq 2 \quad (II-6)$$

Si empleamos el valor límite del módulo, es decir, si hacemos $M = 2$, la ecuación (II-5) se reducirá a:

$$\theta_2' = \frac{\theta_1 + \theta_3}{2} \quad (II-7)$$

la cual significa que la temperatura alcanzada en el elemento 2 después del intervalo de tiempo Δt será la medida de las temperaturas en los puntos adyacentes (1 y 3) en el instante

inicial, antes de transcurrido el Δt .

Si elegimos el valor del módulo $M = 3$, la ecuación (II-5) se convertirá en:

$$\theta'_2 = \frac{\theta_1 + \theta_2 + \theta_3}{3} \quad (\text{II-8})$$

Como se observa en las fórmulas (II-7) y (II-8), el empleo de los módulos de valor dos y tres exige únicamente dos pasos en el cálculo de una nueva temperatura para el elemento 2, una suma y una división; y al procedimiento obtenido mediante la aplicación de estos dos valores del módulo se le denomina de "promedios", tal como indican sus propias fórmulas.

La exactitud en el cálculo de temperaturas depende extraordinariamente del valor elegido para el módulo, ya que comparadas las curvas de evolución de temperatura-tiempo de un punto de un sólido que se calienta, calculadas teóricamente (por solución analítica) con las curvas obtenidas por este método numérico para distintos valores del módulo, se obtiene una exactitud creciente a medida que aumenta el valor de dicho módulo; sin embargo, parece claro admitir que la solución obtenida con el $M = 3$ tiene una aproximación suficientemente buena con la curva teórica como para no ser necesaria la aplicación del valor cuatro que alargaría sobremanera el proceso de cálculo.

Aunque siempre que es posible se adopta un módulo entero, generalmente el tres, ya que esto nos permite emplear el procedimiento rápido y sencillo de "promedios", hay ocasiones en que es obligado emplear valores fraccionarios para el módulo.

Bajo esta suposición, que veremos aplicada posteriormente, la ecuación (II-5) se puede escribir como:

$$\theta_2' = \left(\frac{1}{M}\right) \theta_1 + \left(\frac{1}{M}\right) \theta_3 + \left(\frac{M-2}{M}\right) \theta_2 = F_{12} \theta_1 + F_{32} \theta_3 + F_{22} \theta_2 \quad (\text{II-9})$$

Si comparamos esta ecuación con la (II-1),
obtendremos:

$$F_{12} = \frac{k_{12} \Delta t}{C_2} \quad (\text{II-10})$$

$$F_{22} = 1 - \frac{\Delta t \Sigma k_2}{C_2} \quad (\text{II-11})$$

$$F_{32} = \frac{k_{32} \Delta t}{C_2} \quad (\text{II-12})$$

Donde: $\Sigma k_2 = k_{12} + k_{32}$ y para estos valores de F, se verifica que:

- i) La suma de los tres valores de F, para un punto cualquiera, es la unidad.
- ii) Todos los F_{nn} son positivos.
- iii) El F_{nn} puede ser positivo o cero.

Como vimos antes, M no puede ser menor que dos, y esto implicará que F_{nn} no puede ser negativo, luego

$$F_{nn} \geq 0 \quad (\text{II-13})$$

A los factores F así calculados se les denomina "factores ponderales o de peso" y al procedimiento con módulos fraccionarios, por consiguiente, se le llamará "ponderal".

II.2. TRATAMIENTO DE INTERFASES

En el balance calorífico expuesto anteriormente, para un punto de un sólido que sufre una variación de temperatura producida por la aplicación de un flujo de calor, hemos considerado un contacto perfecto entre el medio que absorbe calor y el que lo cede, suponiendo así un coeficiente de superficie infinito y, como consecuencia, la no existencia de una barrera de resistencia para la transmisión de calor entre ambos medios.

Como vimos en el capítulo anterior, la hipótesis de un contacto perfecto metal-molde de arena seca está ampliamente justificada dada la pequeña probabilidad de formación de capas de gas (air-gap) en dicha interfase.

No obstante, problemas de esta índole se presentan cuando hay una barrera térmica entre las superficies de ambos medios, es decir, cuando el coeficiente de superficie es finito. El aspecto de coeficientes de superficie finitos es importante en el cálculo de velocidades de solidificación y enfriamiento de piezas fundidas, especialmente en el caso de solidificación en lingoteras, ya que la formación de "air-gap" en la interfase metal-molde metálico es inevitable y, por otra parte, la temperatura de la superficie exterior de la lingotera, que se eleva durante el proceso de enfriamiento varios centenares de grados por encima de la temperatura ambiente, necesita la introducción de un coeficiente de superficie para el cálculo correcto de la transmisión de calor a través de ella.

La formación y distribución del esquema de red de flujo térmico elegido, variará según la propia geometría del cuerpo bajo estudio y de las zonas específicas sobre las que deseamos la información de variación de temperatura con el

tiempo. Una representación del esquema de red de flujo térmico como el indicado en la fig. 6, puede facilitar el cálculo de temperaturas en la interfase.

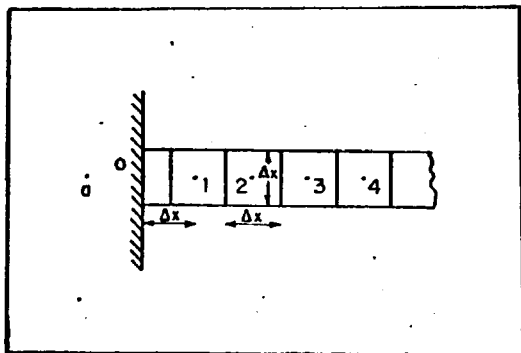


Fig. 6. Red de flujo térmico para el estudio de interfases.

Esta figura, que representa parte de un cuerpo semi-infinito en contacto con un medio, se ha subdividido de forma que el punto de referencia cero esté en la interfase. Supongamos que exista un coeficiente de superficie h para la transferencia de calor entre el punto cero de la superficie y el punto a del medio. El balance calorífico en el punto cero vendrá dado por:

$$H_{a0}(\theta_a - \theta_0)\Delta t + k_{10}(\theta_1 - \theta_0)\Delta t = c_0(\theta'_0 - \theta_0) \quad (II-14).$$

Donde H representa la velocidad de transferencia de calor desde la porción de la superficie considerada y que es igual a $h \Delta x$, puesto que consideramos, como en casos anteriores, que la profundidad de la red de flujo térmico es la unidad. Igualando k_{10} a la conductividad térmica K del cuerpo y considerando que el elemento de superficie afectado en la interfase, según la configuración de la red de flujo térmico establecida, es solamente la mitad, el volumen del elemento de interfase será

$$\frac{(\Delta x)^2}{2} \text{ y, por tanto, } C_0 = \frac{c \rho (\Delta x)^2}{2} .$$

De esta forma, la ecuación (II-14) se convertirá en:

$$h \Delta x (\theta_a - \theta_o) \Delta t + K (\theta_1 - \theta_o) \Delta t = \frac{c \rho (\Delta x)^2}{2} \quad (\text{II-15})$$

Se define un nuevo módulo, N, denominado de superficie, como:

$$N = \frac{h \Delta x}{K} \quad (\text{II-16})$$

y por tanto, la ecuación del balance calorífico quedará finalmente como:

$$N (\theta_a - \theta_o) + (\theta_1 - \theta_o) = \frac{M}{2} (\theta_o' - \theta_o) \quad (\text{II-17})$$

y la temperatura de la interfase al final del intervalo Δt será:

$$\theta_o' = \frac{2N}{M} \theta_a + \frac{2}{M} \theta_1 + (1 - \frac{2N+2}{M}) \theta_o \quad (\text{II-18})$$

En este caso no podremos emplear un procedimiento de promedios, ya que los coeficientes de las temperaturas θ_a , θ_1 y θ_o no son iguales y, por tanto, estamos obligados a establecer el procedimiento ponderal.

Los factores ponderales, por analogía con la ecuación (II-9) serán:

$$F_{a0} = \frac{2N}{M} \quad (\text{II-19})$$

$$F_{10} = \frac{2}{M} \quad (\text{II-20})$$

$$F_{00} = 1 - \frac{2N+2}{M} \quad (\text{II-21})$$

Como ya dijimos anteriormente, el factor F_{00} no puede ser negativo ($F_{nn} \geq 0$) y, por tanto, de (II-21) se deduce que:

$$M \geq 2N + 2 \quad (II-22)$$

Esta limitación para el valor del módulo significa que no podremos emplear el valor $M = 2$ y que, generalmente, será difícil, dependiendo del valor de N , poder emplear el valor $M = 3$; esto nos condicionará evidentemente a tener que aplicar el procedimiento ponderal en el conjunto de elementos del cuerpo bajo estudio, lo cual no entraña más dificultad que la simplemente operatoria.

II.3. CUERPOS EN CONTACTO. APLICACION AL PROBLEMA DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO.

Un problema importante, con obvia aplicación en la solidificación de piezas fundidas, es el caso de dos materiales en contacto. Establezcamos como hipótesis previa que el contacto es perfecto.

Indudablemente, es obligado emplear el mismo intervalo de tiempo Δt en los dos materiales, pero si además empleamos el mismo Δx , se obtendrá, según la ecuación (II-3) distinto módulo para cada material; en este caso será frecuente poder usar el procedimiento de promedio solamente en uno de los dos materiales y será necesario emplear el procedimiento ponderal en el material de menor difusividad de temperatura, ya que su módulo sería mayor.

Esta dificultad puede, por supuesto, superarse si se eligen diferentes redes de flujo térmico, es decir, diferentes Δx para cada material, de forma que, en función de sus difusividades de temperatura, el módulo sea el mismo para ambos materiales; no obstante, esto no será conveniente a nivel

práctico y, en lo sucesivo, Δx será supuesto igual en los dos materiales.

Cuando consideramos dos materiales en contacto, nosotros podemos o situar puntos sobre la red a uno y otro lado de la interfase, como queda reflejado en la fig. 7, o bien situar un punto sobre la interfase, como se ve en la fig.8.

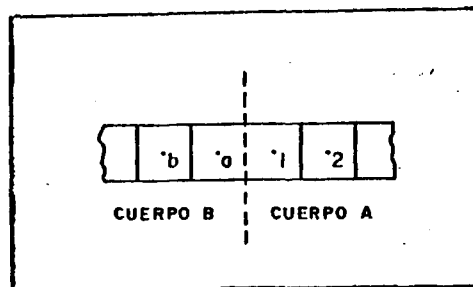


Fig. 7. Red de flujo térmico para estudio de cuerpos en contacto.

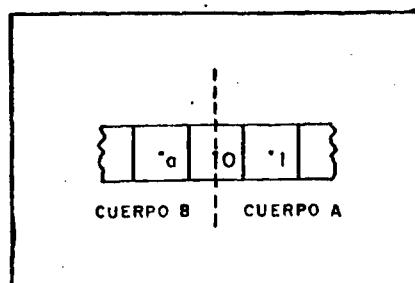


Fig. 8. Red de flujo térmico para estudio de cuerpos en contacto perfecto e interfase.

Según la distribución de red de flujo térmico de la fig. 7, en la cual A y B son dos materiales diferentes, el balance calorífico para el punto de referencia 1, será:

$$k_{a1}(\theta_a - \theta_1) \Delta t + k_{21}(\theta_2 - \theta_1) \Delta t = c_1 (\theta'_1 - \theta_1) \quad (\text{II-23})$$

Si hacemos, $k_{21} = K_A$; $c_1 = c_A \rho_A (\Delta x)^2$

$$k_{a1} = \frac{K_A K_B}{K_A + K_B} = X_A K_A \quad (\text{II-24})$$

Donde:

$$X_A = \frac{K_B}{K_A + K_B} \quad (\text{II-25})$$

La ecuación (II-23) se convertirá en:

$$X_A K_A (\theta_a - \theta_1) \Delta t + K_A (\theta_2 - \theta_1) \Delta t = c_A \rho_A (\Delta x)^2 (\theta'_1 - \theta_1) \quad (\text{II-26})$$

$$\frac{X_A}{M_A} (\theta_a - \theta_1) + \frac{1}{M_A} (\theta_2 - \theta_1) = \theta'_1 - \theta_1 \quad (\text{II-27})$$

Donde,

$$M_A = \frac{c_A \rho_A (\Delta x)^2}{K_A \Delta t}$$

Finalmente, la temperatura en el elemento caracterizado por el punto de referencia 1, al final del intervalo Δt , vale:

$$\theta'_1 = \frac{X_A}{M_A} \theta_a + \frac{\theta_2}{M_A} + \left(1 - \frac{X_A + 1}{M_A}\right) \theta_1 \quad (\text{II-28})$$

Y los factores ponderales serán:

$$F_{a1} = \frac{X_A}{M_A} \quad (II-29)$$

$$F_{21} = \frac{1}{M_A} \quad (II-30)$$

$$F_{11} = 1 - \frac{X_A + 1}{M_A} \quad (II-31)$$

De la misma forma, obtendríamos para el punto a del cuerpo B los siguientes factores ponderales:

$$F_{1a} = \frac{X_B}{M_B} \quad (II-32)$$

$$F_{ba} = \frac{1}{M_B} \quad (II-33)$$

$$F_{aa} = 1 - \frac{X_B + 1}{M_B} \quad (II-34)$$

Donde,

$$M_B = \frac{c_B \rho_B (\Delta x)^2}{K_B \Delta t}$$

$$X_B = \frac{K_A}{K_A + K_B}$$

Si empleamos la distribución de red de la fig. 8 y aplicando los mismos principios, el balance calorífico para el punto cero será:

$$k_{a0} (\theta_a - \theta_0) \Delta t + k_{10} (\theta_1 - \theta_0) \Delta t = c_0 (\theta'_0 - \theta_0) \quad (II-35)$$

Haciendo,

$$k_{ao} = K_B$$

$$k_{io} = K_A$$

$$C_0 = \frac{c_A \rho_A (\Delta x)^2}{2} + \frac{c_B \rho_B (\Delta x)^2}{2} =$$

$$= \frac{K_A M_A \Delta t}{2} + \frac{K_B M_B \Delta t}{2} = \frac{Z \Delta t}{2} \quad (II-36)$$

Donde, $Z = K_A M_A + K_B M_B \quad (II-37)$

Luego,

$$K_B (\theta_a - \theta_o) \Delta t + K_A (\theta_1 - \theta_o) \Delta t = \frac{Z \Delta t}{2} (\theta_o' - \theta_o)$$

(II-38)

Entonces, la temperatura en el punto cero de la interfase, entre el cuerpo B y A en contacto perfecto será:

$$\theta_o' = \frac{2K_B}{Z} \theta_a + \frac{2K_A}{Z} \theta_1 + \left(1 - \frac{2(K_A + K_B)}{Z}\right) \theta_o \quad (II-39)$$

Los factores ponderales serán entonces:

$$F_{ao} = \frac{2K_B}{Z} \quad (II-40)$$

$$F_{io} = \frac{2K_A}{Z} \quad (II-41)$$

$$F_{oo} = 1 - \frac{2(K_A + K_B)}{Z} \quad (II-42)$$

Consideremos ahora las modificaciones introducidas por el contacto imperfecto entre los dos cuerpos, es decir, considerando la existencia de un coeficiente de superficie finito. Una distribución de red de flujo térmico de esta forma

queda representada en la fig. 9.

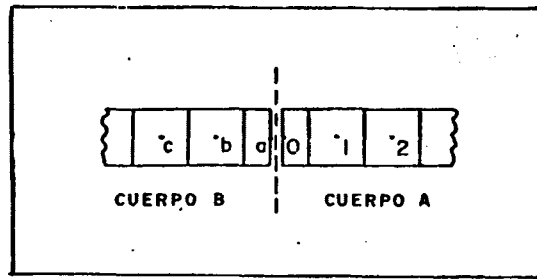


Fig. 9. Red de flujo térmico para estudio de cuerpos en contacto imperfecto e interfase.

Sobre esta red se sitúan los puntos de referencia a ambos lados del plano de contacto y se aplican las ecuaciones y criterios establecidos anteriormente en las fórmulas (II-16) a (II-21). De esta forma, si los módulos para los dos cuerpos son M_A y M_B y los módulos de superficie son N_A y N_B tendremos, por analogía con las fórmulas (II-19-20-21), para el punto de referencia cero, los siguientes factores ponderales:

$$F_{a0} = \frac{2 N_A}{M_A} \quad (\text{II-43})$$

$$F_{10} = \frac{2}{M_A} \quad (\text{II-44})$$

$$F_{00} = 1 - \frac{2 N_A + 2}{M_A} \quad (\text{II-45})$$

y similarmente para el punto a de b interfase del lado del cuerpo B, se obtendrán:

$$F_{a0} = \frac{2 N_B}{M_B} \quad (II-46)$$

$$F_{ba} = \frac{2}{M_B} \quad (II-47)$$

$$F_{aa} = 1 - \frac{2 N_B + 2}{M_B} \quad (II-48)$$

II.4. TRATAMIENTO DE LA EVOLUCION DEL CALOR LATENTE.

Como se vió anteriormente, en problemas que implican la solidificación de metales, la evolución del calor latente de fusión debe considerarse con una atención especial cuando se desean obtener cálculos reales de tiempos y velocidades de solidificación.

Para introducir la evolución del calor latente en el método numérico de Dusenberre, se empleará un artificio, sugerido originalmente por Eyres, que representa una técnica de aproximación de fácil aplicación e indudable fiabilidad.

Dicha técnica consiste en evaluar la cantidad definida por la siguiente ecuación:

$$\lambda = \frac{L}{c} \quad (II-49)$$

Donde L es el calor latente de fusión y c es el calor específico del material. De esta forma, λ debe considerarse como un cambio de temperatura en el metal producido por la autoabsorción del calor latente liberado por él mismo durante su solidificación.

Evidentemente, esta autoabsorción se producirá de forma instantánea en la solidificación de metales puros y

de forma gradual, a lo largo de su intervalo de solidificación, en aleaciones.

Cuando en el curso ordinario de un cálculo, por el método numérico de Dusingberre, la temperatura de un punto de referencia de un elemento de la red cae por debajo del punto de solidificación del metal, el número de grados en que esto sucede son sustraídos de la temperatura λ definida anteriormente y sumados a la de aquél, con el fin de restaurar la temperatura de solidificación de dicho elemento de la red de flujo térmico.

Este procedimiento se continúa de forma iterativa en cada punto de la red hasta agotar el valor de λ en cada uno de ellos, momento éste en el cual el enfriamiento de estos elementos no estará influenciado por el calor latente, ya totalmente consumido y proseguirá libremente según las leyes de transferencia de calor establecidas por el balance calorífico propio del método.

La extensión de este tratamiento para aleaciones que solidifican durante una zona de temperaturas o intervalo de solidificación es obvio. En ellas será necesario, en primer lugar, determinar a partir del diagrama constitucional o de cualquier otra forma, como varía el porcentaje de sólido a lo largo de la zona de solidificación, el cual será equivalente al porcentaje de calor latente liberado a lo largo de dicho intervalo.

Se divide entonces la zona de solidificación en un número discreto de escalones que absorberá un número correspondiente de grados de temperatura de la cantidad total disponible $\lambda = \frac{L}{C}$ hasta que, cuando al final del intervalo de solidificación, la aleación esté totalmente en estado sólido, la cantidad λ esté, de igual forma, totalmente agotada a causa de las sustracciones sucesivas realizadas sobre la

cantidad global, según los escalones correspondientes para distintos porcentajes de sólido a lo largo de la zona de solidificación. De esta forma, en el cálculo se supone que el calor latente es liberado de forma discontinua (al final de cada uno de los escalones elegidos), en vez de continuamente a través de la zona de solidificación.

Este artificio, que puede introducir algún cálculo adicional en el empleo del método, puede ser eliminado cuando los intervalos de solidificación son tan pequeños ($\leq 60^{\circ}\text{C}$) que el calor latente puede introducirse cuando cada elemento de la red de flujo térmico ha descendido por debajo de la temperatura media entre la de líquidus y sólidos, corrigiendo, como en el caso de metales puros, los grados en defecto mediante la adición correspondiente de los grados sustraídos a la cantidad total λ , necesarios para mantener dicho elemento a temperatura de sólidos.

II.5. VARIACION DE PROPIEDADES TERMICAS CON LA TEMPERATURA DURANTE EL PERIODO DE ENFRIAMIENTO.

En el capítulo anterior fue ampliamente discutida la influencia de la temperatura sobre las propiedades térmicas, llegándose a admitir la hipótesis de su constancia para el cálculo de tiempos de solidificación, aduciendo el efecto compensador, a nivel cualitativo, que tenían las variaciones opuestas de las dos propiedades que eran más influenciadas por la variación de temperatura, conductividad térmica y calor específico, así como a las pequeñas variaciones de temperatura que se producían en el marco estricto de la solidificación de las aleaciones empleadas en el presente trabajo.

No obstante, esta hipótesis debe ser sometida a nuevas revisiones cuando intentamos estudiar problemas que

van más allá de la solidificación, como es el caso de enfriamiento ya en estado sólido hasta temperaturas fuera de zonas de transformación en dicho estado. En este caso, las variaciones de temperatura serán lo suficientemente importantes como para considerar que su influencia sobre las propiedades térmicas no tienen un efecto despreciable y que, por tanto, debe realizarse un estudio riguroso de esta influencia para poderla introducir en el cálculo de velocidades y tiempos de enfriamiento.

A lo largo del próximo capítulo intentaremos hacer un estudio completo de cada una de las propiedades térmicas que intervienen en problemas de solidificación y enfriamiento; por ello ahora nos limitaremos tan solo a señalar la forma de introducir estas propiedades, variables en función de la temperatura, en el cálculo de velocidades de enfriamiento y gradientes de temperatura por el método de aproximación numérico de Dusenberre, adoptado en este trabajo.

Es evidente que si deseamos evaluar la influencia de la variación de las propiedades térmicas con la temperatura sobre el enfriamiento, lo hagamos a través del módulo adimensional M o del factor ponderal F (según que empleemos el método de promedios o el ponderal, o sobre ambos cuando nos vemos obligados a simultanearlos), ya que ellos recogen el efecto que producen las propiedades térmicas en el balance calorífico establecido para encontrar el valor de la nueva temperatura que adquiere un punto de la red de flujo térmico cuando ha transcurrido un tiempo Δt , como puede verse en sus definiciones (II-3) (II-10-11-12).

Siguiendo esta idea general, el primer paso será estudiar cuantitativamente la influencia de la variación de temperatura sobre cada propiedad térmica en cada uno de los aceros empleados y en el material del molde común a todos ellos. Una vez conocida esta variación, se analizará su in-

fluencia sobre el módulo adimensional y factores ponderales, que obviamente serán función de la temperatura, para pasar finalmente a definir intervalos de temperatura entre los que la adopción de un valor medio de M y F no introduzca errores apreciables y permita la viabilidad operativa inherente al propio método.

Por este procedimiento, el módulo adimensional y factores ponderales, no serán invariables a lo largo de todo el periodo de enfriamiento y función únicamente del punto sobre el que se realiza el balance calorífico, sino que variarán en intervalos finitos de temperatura a lo largo de todo el proceso de enfriamiento y en cada punto de la red de flujo térmico adoptada como representación de la pieza.

Es evidente, pues, que de esta forma, no descrita explícitamente por Dusinberre, puede controlarse la influencia que la variación de las propiedades térmicas con la temperatura tienen sobre los parámetros de enfriamiento.

III. PROPIEDADES TERMOFISICAS

III.1. GENERALIDADES

Para realizar cualquier estudio de los procesos térmicos implicados en la solidificación y posterior enfriamiento de fundiciones, es imprescindible conocer las propiedades termofísicas del metal o aleación que enfriamos y las del medio en el que ésta se realiza. En nuestro caso particular, se trata de un molde de arena especialmente preparado.

Sería innecesario reconsiderar la importancia que tiene el conocimiento de dichas propiedades sobre el cálculo real de los parámetros de enfriamiento y aunque es algo teóricamente admitido en cualquier estudio sobre solidificación, asombraría comprobar que, incluso en la bibliografía más actualizada, las propiedades térmicas y físicas son empleadas en cálculos como constantes con valores medios entre las temperaturas límites de ensayo.

Son muchas las causas que, a primera vista, podrían explicar este hecho, desde las enormes dificultades de tipo operatorio que introduciría el considerarlas como funciones de temperatura -recordemos que en el capítulo de solidificación ésta fué una hipótesis imprescindible para poder acometer el problema en su forma teórico-matemática-, hasta las puramente experimentales, debido a los siempre complicados ensayos requeridos para medir valores fiables de estas propiedades a las altas temperaturas de trabajo.

Sería incurrir en un esceptismo innecesario pretender obtener experimentalmente cada una de las propieda-

des térmicas y físicas empleadas en nuestros cálculos, cuando existe una amplia bibliografía cualificada que pone a nuestro alcance datos suficientemente comprobados y corregidos.

La búsqueda de estos datos no ha sido una labor ni sencilla ni rápida y nos ha exigido realizar ciertos ensayos de partida para asegurar que los valores encontrados eran válidos para nuestras aleaciones y arena de moldeo específicas.

Dedicaremos, pues, este tercer capítulo al conocimiento de las propiedades termofísicas, sus variaciones con la temperatura y composición y, en general, de su conducta y tratamiento frente a los problemas de solidificación y enfriamiento, que planteamos en los capítulos precedentes.

III.2. PESO ESPECIFICO

En los metales, como en general, en todos los cuerpos, el peso atómico es una constante física, a pesar de la existencia de isótopos que han restado alguna fuerza a este concepto fundamental. No obstante, la simple relación de pesos atómicos entre dos metales no refleja una relación comparativa de sus pesos reales, ya que volúmenes iguales de diferentes metales en estado sólido no están en proporción a sus pesos atómicos, puesto que el número de átomos contenidos en estos volúmenes es función de su estructura cristalina.

Podemos definir así el peso específico de un metal como el peso de la unidad de volumen del mismo y su valor dependerá no sólo del peso atómico, sino también de su estructura cristalina.

Es evidente también que las diferentes condiciones tecnológicas de un metal (porosidad, compresión, dilatación, impurezas, elementos aleantes, etc.), influirán sobre esta propiedad física de forma importante, y su auténtica medida sólo puede realizarse a partir del peso atómico y del número de átomos que su estructura cristalina aporte por unidad de volumen; siendo pues necesario, conocer perfectamente los parámetros que definen su red cristalina.

Así, si deseamos conocer el peso específico del hierro a temperatura ambiente de 20°C, tendremos en cuenta que su estructura es cúbica centrada en el cuerpo (B.C.C.) con dos átomos por celdilla, y que el parámetro de la red es $2,866 \cdot 10^{-8}$ cm

Mediante estos datos, veremos que un cubo de 1 cm^3 contendrá $\frac{1}{(2,866 \cdot 10^{-8})^3} = 42,4787 \cdot 10^{21}$ celdillas, que equivalen, a su vez, a $2 \times 42,4787 \cdot 10^{21} = 84,9574 \cdot 10^{21}$ átomos de hierro por centímetro cúbico.

Como el peso atómico del hierro es 55,847 veces el del hidrógeno, y éste es de $1,66 \times 10^{-24}$ pondios, el peso del centímetro cúbico de hierro será:

$$84,9574 \cdot 10^{21} \times 55,847 \times 1,66 \cdot 10^{-24} = 7,87 \frac{\text{pondios}}{\text{cm}^3}$$

Luego el peso específico del hierro puro a temperatura ambiente (hierro α) vale $7,87 \frac{\text{pondios}}{\text{cm}^3}$.

Según la propia definición, la ecuación dimensional del peso específico será:

$$[Pe] = \frac{[M]}{[T]^2 [L]^2} \quad (\text{III-1})$$

y sus unidades más usuales son $\frac{\text{pondio}}{\text{cm}^3}$ ó $\frac{\text{kp}}{\text{lítro}}$

A la inversa del peso específico $V = \frac{1}{Pe}$
se le denomina volúmen específico.

III.3. DENSIDAD

La densidad es una propiedad intrínseca de la materia y se define como la masa por unidad de volúmen de la misma y está relacionada con el peso específico mediante la ecuación:

$$\rho = \frac{Pe}{g} \quad (III-2)$$

Donde g es la aceleración de la gravedad.

Igualmente, la ecuación dimensional de la densidad es:

$$[\rho] = \frac{[M]}{[L]^3} \quad (III-3)$$

Las unidades más empleadas para esta propiedad física son $\frac{gr}{cm^3}$, $\frac{kg}{l}$ y $\frac{kg}{m^3}$.

Todo cuanto se señaló anteriormente para el peso específico es válido para la densidad y, tal como vimos, la densidad del hierro puro determinada experimentalmente a partir de cálculos de constante de red, es de $7,87 \frac{gr}{cm^3}$ a $20^\circ C$ de temperatura.

Un cuidadoso estudio de la densidad de aceros al carbono mostró que, cuando aumentaba el contenido de carbono, disminuía la densidad. Por ejemplo, un acero con un contenido de $0,09\%$ C tiene una densidad de $7,850 \frac{gr}{cm^3}$, mientras que

un contenido de 1,29 % C dará un valor de $7,812 \text{ gr/cm}^3$. Las densidades de aceros con contenidos medios de carbono oscilan entre los valores $7,835$ a $7,845 \text{ gr/cm}^3$ a temperatura ambiente (20°C).

La densidad es una propiedad función de la temperatura, como se puede observar en la Tabla IV, en la que se muestran las variaciones de la densidad con la temperatura para el hierro puro.

T A B L A IV

Densidad del hierro puro a diferentes temperaturas.

$\theta (^{\circ}\text{C})$	$\rho \left(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3} \right)$
20	7,870
100	7,852
200	7,822
400	7,754
600	7,678
800	7,622
1000	7,587
1100	7,540
1200	7,492
1300	7,446
1400	7,383
1500	7,339

No existen grandes diferencias entre los valores de la densidad en el hierro puro y en el acero, por lo que los datos aportados en la Tabla IV son indicativos de la densidad del acero a temperaturas elevadas.

No obstante, un cálculo riguroso de la densidad a temperaturas elevadas se puede hacer mediante la aplica-

ción de la fórmula:

$$\rho_{\theta} = \frac{\rho_0}{(1 + \sigma \theta)^3} \quad (III-4)$$

Donde ρ_{θ} es la densidad a la temperatura θ , ρ_0 es la densidad a temperatura cero, y σ es el coeficiente de expansión térmica lineal.

Así pues, hay dos hechos importantes que pueden afirmarse con respecto al acero fundido:

- Para cualquier temperatura, la densidad disminuye con el aumento del contenido de carbono.
- Para cualquier contenido de carbono de un acero, su densidad disminuye cuando aumenta su temperatura.

T A B L A V

Densidad de aleaciones hierro-carbono en estado líquido

Contenido de carbono %	Temperatura del punto de fusión °C	Densidad a 1600°C gr / cm ³
0,0	1533	7,158
0,1	1514	7,061
0,2	1503	7,003
0,3	1494	6,963
0,4	1486	6,939
0,5	1480	6,920
0,6	1477	6,905
0,7	1474	6,891
0,8	1469	6,877
0,9	1464	6,863
1,0	1458	6,844
1,5	1422	6,798
2,0	1382	6,725
2,5	1341	6,662
3,0	1290	6,587
3,5	1232	6,499
4,0	1170	6,385

La tabla V es la base para la primera afirmación y puede verse la densidad del acero fundido con contenidos de carbono variables determinada a 1600°C de temperatura.

De igual forma, la densidad es afectada por otros elementos de aleación presentes, con mucha frecuencia, en los aceros aleados e incluso en los denominados simplemente aceros al carbono.

En la fig. 10 se observa la variación de los valores de la densidad con el porcentaje de elementos de aleación a temperatura ambiente (20°C) y a 1600°C (estado líquido).

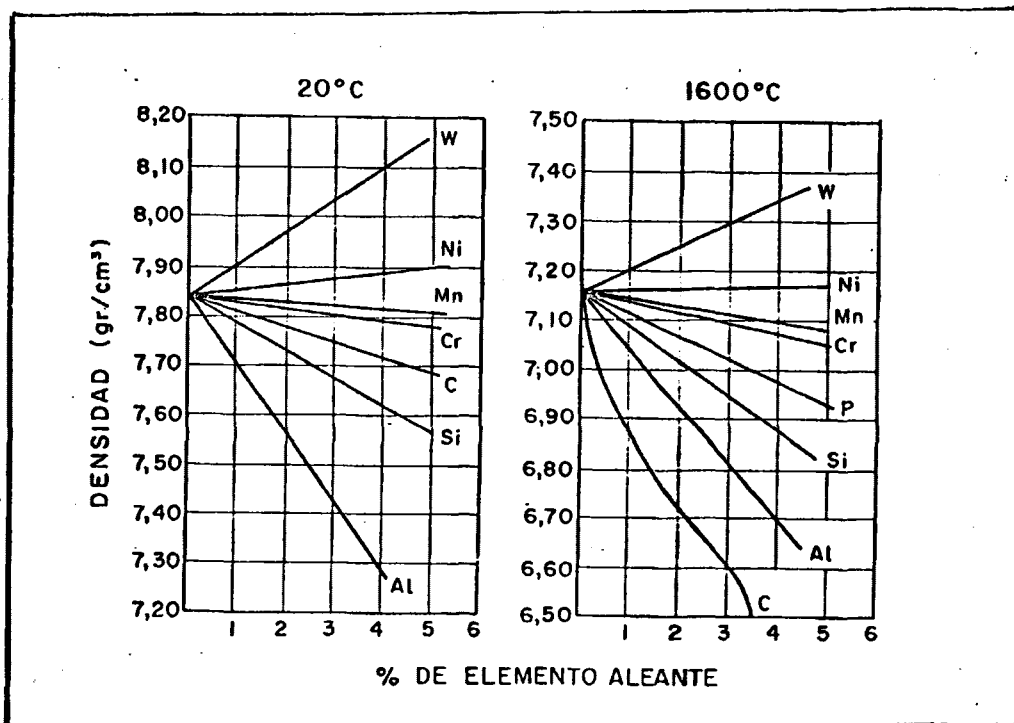


Fig. 10. Influencia de elementos aleantes sobre la densidad de aceros a 20°C y 1600°C.

III.4. VOLUMEN ESPECIFICO

Como señalamos anteriormente, el volúmen específico es la inversa del peso específico, por lo que vendrá expresado en términos de volumen por unidad de peso y su unidad más generalizada es $\frac{\text{cm}^3}{\text{pondio}}$.

El volumen específico del hierro puro a 20°C es 0,1271, aumentando cuando adicionamos carbono al hierro para producir acero: así, en un acero con 0,80 % C y a 20°C tendrá un valor de 0,1278 $\frac{\text{cm}^3}{\text{pondio}}$.

El volúmen específico también aumenta con temperaturas crecientes, y el efecto de ambos, temperatura y contenido de carbono, queda reflejado en la fig. 11, donde puede observarse también que la variación de dicha propiedad con la temperatura no es una relación lineal. Esto es una consecuencia lógica de las transformaciones producidas tanto en estado sólido, que dan lugar a las caídas de los valores del volumen específico en los puntos de transformación, como en la zona de fusión, que son la causa de las subidas rápidas de los valores del volumen específico.

Una amplia representación experimental de los efectos de contracción y dilatación producidos en estado sólido para las aleaciones específicas empleadas en esta trabajo, se mostrarán en capítulos posteriores.

De la misma forma que para la densidad, los elementos aleantes tienen una influencia importantes sobre el volumen específico de los aceros, aunque, por supuesto, sus efectos serán contrarios.

En la fig. 12 se representa la influencia de los elementos de aleación más generales del acero sobre el volumen específico a temperatura ambiente (20°C) y en estado líquido (1600°C).

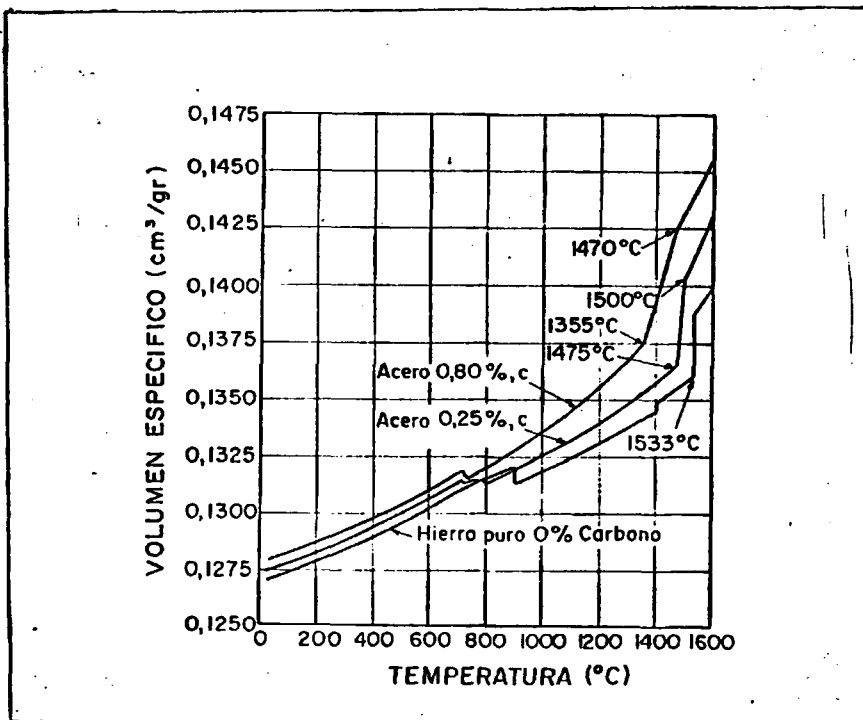


Fig. 11. Variación del volumen específico con la temperatura en aleaciones hierro-carbono.

Como se puede observar, a partir de los gráficos de la fig. 12, a excepción del carbono, todos los demás elementos aleantes tienen, sobre el volumen específico, una influencia semejante en estado líquido y a temperatura ambiente. A 1600°C, la adición de 1,00 % C aumenta el volumen específico aproximadamente en un 4 %, mientras que la adición

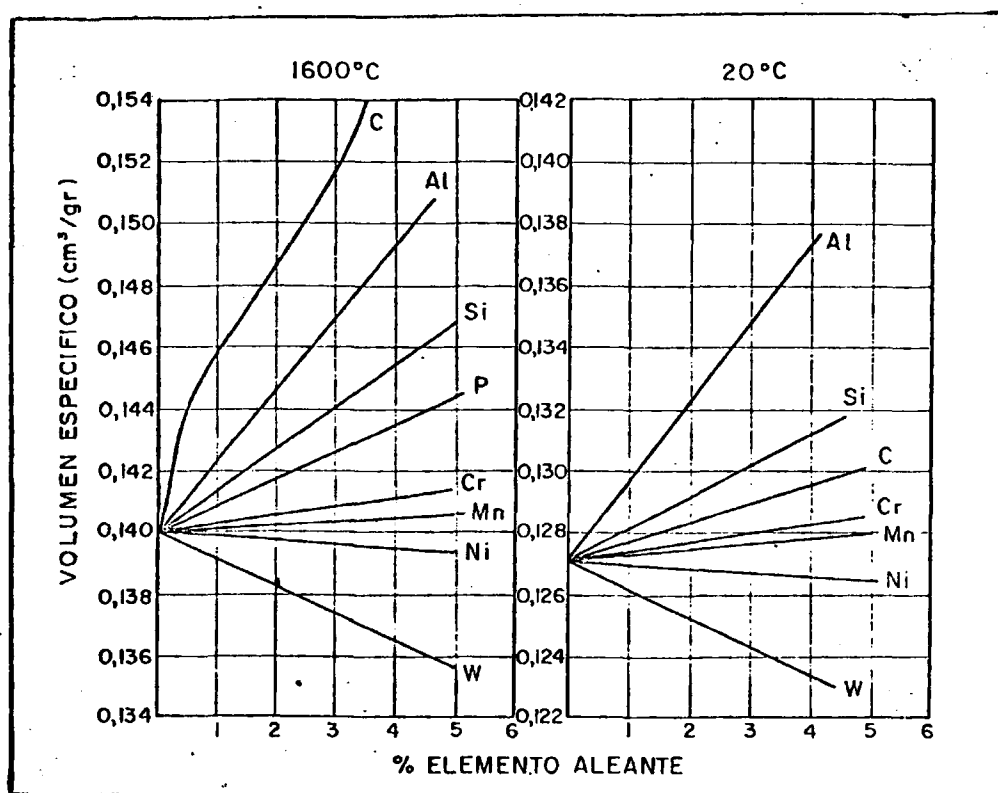


Fig. 12. Influencia de elementos aleantes sobre el volumen específico de aceros a 20°C y 1600°C.

de un 1,00 % Al aumenta solo en un 2 % y cualquier otro elemento producirá también un aumento pero menor del 1%.

En general, podremos afirmar que los elementos más pesados que el hierro disminuyen el volumen específico del acero y los elementos más ligeros lo aumentan.

III.5. CONDUCTIVIDAD TERMICA

Los átomos de los metales, aunque deben ocupar posiciones determinadas en su red cristalina, no están fijos y en reposo en dichas posiciones, sino en un estado de vibración alrededor de su posición de equilibrio motivado por la energía que poseen, función de su temperatura. Las posiciones de equilibrio están predeterminadas por las fuerzas de atracción, repulsión y energía cinética a que se encuentran sometidos los átomos.

Cualquier variación de la temperatura del metal, producirá una variación de las condiciones de equilibrio y la manifestación en el metal de ciertos fenómenos que constituyen sus propiedades térmicas.

Aumentar la temperatura de un metal significa aumentar la energía de todos o parte de sus átomos de superficie. Los metales poseen la propiedad característica que cuando se comunica calor (energía) a una parte de sus átomos, ésta se transmite a todo el metal, cuya temperatura tiende a homogeneizarse. Esta propiedad constituye la conductividad térmica y aunque es común a todos los metales, no es de igual magnitud.

Los cuerpos no metálicos poseen una conductividad térmica muy baja y, por tanto, la transmisión de calor a través de ellos es difícil y lenta, creándose grandes y duraderos gradientes de temperatura entre las zonas calientes y frías del material.

Como ya se ha mencionado, la energía vibratoria de los átomos aumenta con la temperatura. En principio, se puede suponer que la conductividad o transmisión de esta energía vibratoria de unos átomos a otros se debe producir por las colisiones directas de los átomos excitados con sus vecinos,

de éstos a los otros, y así sucesivamente, hasta que dicha energía vibratoria o, en definitiva, la temperatura, alcance a todas las regiones del metal.

No obstante, el hecho de que únicamente los metales posean una buena conductividad térmica y que ésta sea sólo muy débil en los cuerpos no metálicos, puso de manifiesto que esta propiedad estaba relacionada con las características propias del enlace metálico. Esto ha conducido a pensar que el mecanismo de transmisión de energía no sea únicamente atribuido a las colisiones interatómicas, sino a los electrones libres existentes en los metales en estado sólido.

El enlace metálico se caracteriza fundamentalmente porque los átomos del metal se unen entre sí desprendiéndose de los electrones exteriores (de valencia) que, pasando a formar el gas electrónico, o electrones libres, son compartidos por todos los iones que constituyen la red del cristal metálico.

Estos electrones libres pueden constituir el vehículo apropiado para la transmisión de la energía vibratoria de un ión a otro. Así pues, cuando incrementamos, por efecto del calentamiento, la energía de un cierto número de iones metálicos, ésta se transmitirá al gas electrónico que, desplazándose por los espacios interatómicos, la comunicará a todos los iones de la red del metal.

A bajas temperaturas, la acción directa entre los iones es muy pequeña y puede considerarse que toda la transmisión de energía se realizará a través de los electrones libres.

A altas temperaturas, la transmisión se realiza por ambos mecanismos simultáneamente, electrones libres y colisiones iónicas.

Por esta razón, los cuerpos no metálicos al carecer del vehículo electrónico para transmitir la energía vibratoria, carecen de la facultad de fácil transmisión de energía y se caracterizan mejor como aislantes térmicos.

La conductividad térmica varía de unos metales a otros y parecería natural que fuera función del número de electrones libres por átomo de la red; de esta forma, el Zn que, por ser bivalente, contiene dos electrones por átomo, dispondría de mejores mecanismos de transmisión de calor que el Cu que, como monovalente, sólo dispone de un electrón libre por átomo. Sin embargo, como es bien conocido, la realidad es que el Cu posee una conductividad térmica mayor que la del Zn.

La explicación de esta anomalía nos la da la teoría de Zonas de Brillouin, que al limitar el grado de libertad a los electrones limita el número de los que pueden incrementar su energía y contribuir a la conductividad. De esta forma, no serán todos los electrones los que contribuyan a la transmisión de energía, sino, únicamente, aquéllos que tienen la posibilidad de aumentar su energía, y así la conductividad térmica no dependerá del total de electrones libres, sino de los que, de este conjunto, puedan pasar a estados superiores de energía.

Resumiremos, pues, lo anterior definiendo la conductividad térmica como una propiedad que nos mide la capacidad de un material para conducir el calor; añadiendo que es de suma importancia en problemas de enfriamiento y solidificación de metales.

Para expresar matemáticamente el concepto de conductividad térmica, supongamos un sistema aislado de espesor L (fig. 13), inicialmente a temperatura θ_1 ; si en el tiempo $t = 0$ la temperatura de la superficie inferior se disminuye a θ_2 ($\theta_2 < \theta_1$), mientras que la superficie superior es mantenida a la misma temperatura inicial θ_1 , y si Q

es la energía térmica suministrada a la zona caliente por unidad de tiempo, definiremos la conductancia (k) del sistema como:

$$k = \frac{Q}{\theta_1 - \theta_2} = \frac{Q}{-\Delta \theta} \quad (\text{III-5})$$

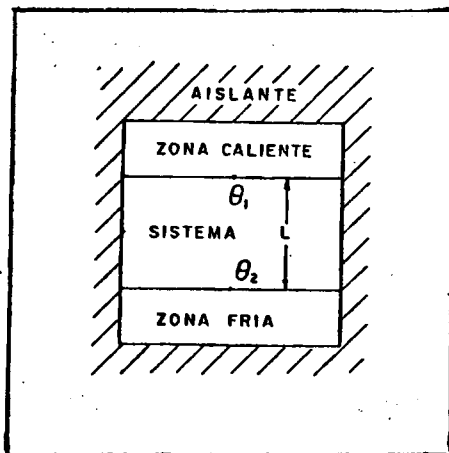


Fig. 13. Esquema para definir la conductividad térmica.

Obsérvese que el signo de $\Delta \theta$ es negativo debido a que el flujo de calor es opuesto al gradiente de temperatura.

Igualmente, señalaremos que, por la propia disposición del ensayo, el calor Q suministrado en la unidad de tiempo será igual al calor transmitido en dicha unidad de tiempo a lo largo de la dirección L , ya que el calor sólo puede fluir desde la zona caliente al sistema y desde éste a la zona fría y además no existe generación ni almacenamiento de calor en él.

Para un sistema homogéneo, si la longitud de la trayectoria del flujo de calor es L , y el área de la sección transversal (perpendicular a la dirección del flujo de calor) es A , podremos escribir la expresión de la conductividad térmica como:

$$K = \frac{Q}{A \left(- \frac{\Delta \theta}{L} \right)} \quad (\text{III-6})$$

En el sistema métrico, las unidades más empleadas de la conductancia y la conductividad térmica son, respectivamente:

$$k = \frac{\text{cal}}{\text{seg. } ^\circ\text{C}}$$

$$K = \frac{\text{cal}}{\text{cm. seg. } ^\circ\text{C}}$$

y, como vimos en el capítulo I, la ecuación dimensional de la conductividad térmica es:

$$[K] = \frac{[M]}{[L][T]} \quad (\text{III-7})$$

Esta propiedad es función de la temperatura y podremos escribir:

$$K = f(\theta) = \frac{Q}{A \left(- \frac{d\theta}{dL} \right)} \quad (\text{III-8})$$

Dicha variación puede ser pequeña para ciertos intervalos de temperatura, donde la aplicación de un valor medio (K_m) puede ser válido:

$$K_m = K = \frac{\int_1^2 K d\theta}{\theta_1 - \theta_2} \quad (\text{III-9})$$

La conductividad, de acuerdo con el segundo principio de termodinámica, es siempre positiva y no puede alcanzar los valores cero ni infinito. Pero existe tal gama de conductividades en diferentes materiales que, a veces, se hacen aproximaciones en la conductancia de ciertas trayectorias dentro de un sistema considerando valores cero o infinito con respecto a otras trayectorias. De esta forma, cuando entre dos puntos existen temperaturas casi iguales, la conductancia efectiva entre ellos es cero.

La fig. 14 nos da las conductividades térmicas de una serie de aceros al carbono moldeados en función de la temperatura. Puede observarse fácilmente cómo la conductividad disminuye al aumentar la temperatura y el contenido de carbono.

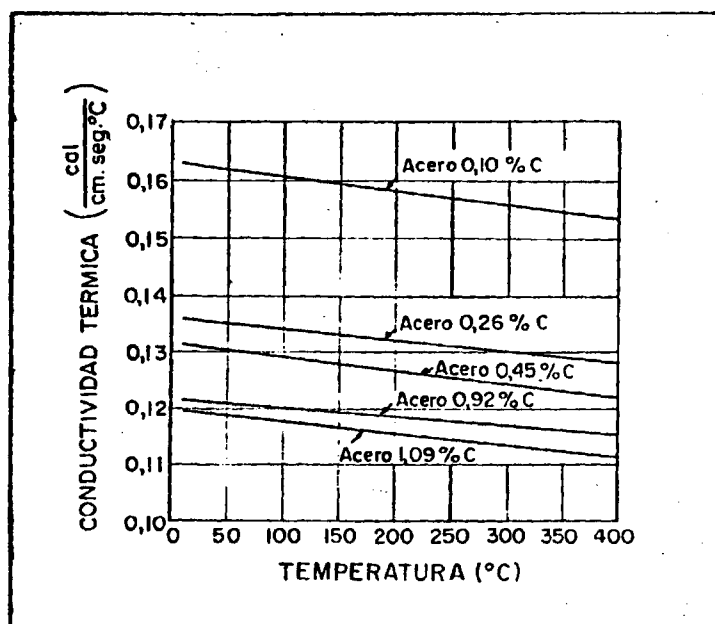


Fig. 14. Conductividad térmica de aceros al carbono en función de la temperatura.

La fig. 15 ilustra sobre la variación de la conductividad térmica con el contenido de carbono a temperatura ambiente.

Todos los elementos aleantes, igual que el carbono, tienen una influencia negativa en la conductividad térmica del acero.

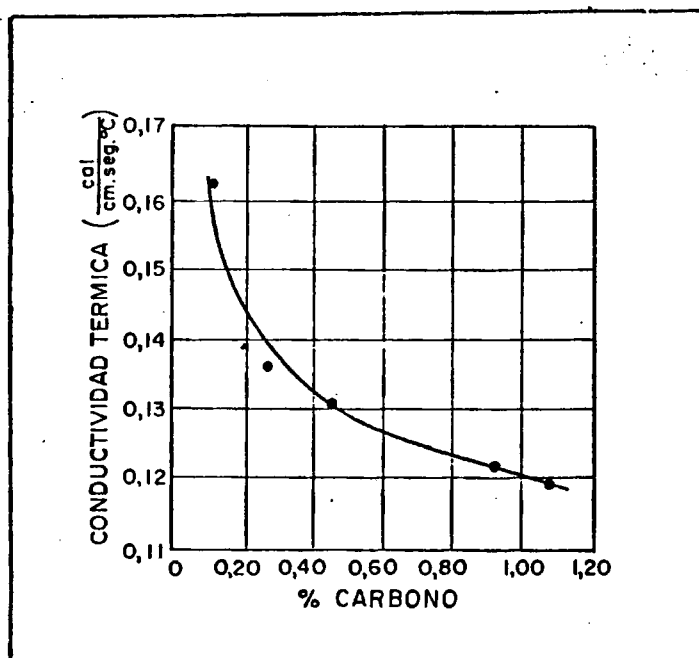


Fig. 15. Variación de la conductividad del acero en función del contenido de carbono a temperatura ambiente.

La conductividades térmicas de aceros a temperatura ambiente pueden aproximarse mediante la siguiente

expresión polinómica:

$$\frac{1}{K} = 5,744 + 2,432 C + 5,087 Si + 2,461 Mn \quad (III-10)$$

Donde K es la conductividad y C, Si y Mn son los porcentajes de estos elementos que habitualmente están presentes en el acero.

III.6. CALOR ESPECIFICO

El aumento de temperatura que experimenta un metal por acción del calor es una consecuencia de la energía comunicada y que es transformada en energía de vibración.

La cantidad de calor necesaria para elevar una unidad de masa del metal un grado de temperatura, es lo que se denomina calor específico.

Lógicamente, igual cantidad de calor no producirá idénticas consecuencias, es decir, iguales aumentos de temperatura, en diferentes metales, ya que el calor necesario para aumentar la energía de vibración de los átomos de un cuerpo dependerá del peso de los átomos y, por tanto, el calor específico aumentará con el peso atómico.

Dulong y Petit encontraron que, a temperatura ambiente, el producto de los calores específicos por los pesos de los átomos-gramos en todos los sólidos es aproximadamente igual a 6,4. Este producto se denomina calor atómico. La ley de Dulong y Petit tiene algunas excepciones y es más general la ley que establece que todos los calores atómicos se aproximan a un valor constante a altas temperaturas; denominándose temperatura característica de un metal, aquella a la cual su

calor atómico es igual a 5,49.

Es evidente que el calor específico es una propiedad térmica muy importante en los metales, ya que nos indicará la cantidad de calorías que es preciso suministrar o sustraer a dicho metal para calentarlo o enfriarlo. Durante el calentamiento, metales que tengan un calor específico alto requerirán un elevado consumo de energía térmica, lo cual es de gran importancia en problemas de fusión y tratamientos térmicos. En el enfriamiento, como el calor deberá ser evacuado desde el interior al exterior, metales con alto calor específico tendrán enfriamientos lentos a igualdad de las condiciones refrigerantes del medio de enfriamiento.

Para expresar matemáticamente el calor específico, imaginemos un sistema S aislado térmicamente, es decir, su flujo de calor hacia el exterior es despreciable y supongamos que la temperatura θ_s de dicho sistema es sustancialmente constante en todos sus puntos y en cualquier tiempo (fig. 16).

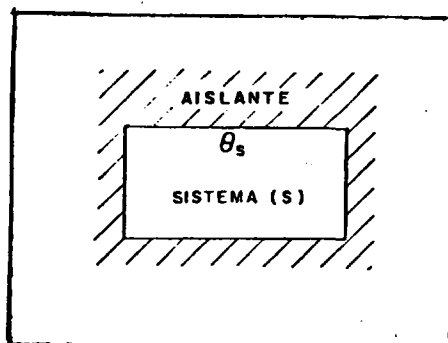


Fig. 16. Esquema para definir el calor específico.

Sea ahora θ_1 la temperatura alcanzada por el sistema S en el tiempo 1 mediante la aportación de una cantidad de calor Q_1 , y sea θ_2 la temperatura de dicho sistema alcanzada una unidad de tiempo después, mediante un calor suministrado Q_2 .

Se llama capacidad de calor de dicho sistema al cociente:

$$C = \frac{Q_2 - Q_1}{\theta_2 - \theta_1} = \frac{Q}{\Delta \theta} \quad (\text{III-11})$$

Donde Q se expresa generalmente en calorías e $\Delta \theta$ en grados centígrados.

Observemos que $\Delta \theta$ se refiere a la diferencia entre dos temperaturas medidas en el mismo lugar, pero en tiempos diferentes, mientras que el $\Delta \theta$ de la fórmula (III-5) de conductancia, se refería a la diferencia entre dos temperaturas medidas en diferentes lugares y en el mismo tiempo.

Si nuestro sistema S es de un material homogéneo, podremos dividir la capacidad de calor por el peso p y expresar el resultado como una propiedad específica del material que llamaremos calor específico c.

$$c = \frac{q}{\Delta \theta} \quad (\text{III-12})$$

Donde,

$$q = \frac{Q}{p} \quad (\text{III-13})$$

Las unidades más empleadas para el calor específico son $\frac{\text{cal}}{\text{gr } ^\circ\text{C}}$.

El calor específico es función de la presión, volumen y temperatura; pero considerando las necesidades de este trabajo, solamente nos referiremos a condiciones de presión constante y sus valores serán generalmente la media para un corto intervalo de temperatura.

$$c = f(\theta) = \lim_{\Delta\theta \rightarrow 0} \frac{q}{\Delta\theta} = \frac{dq}{d\theta} \quad (\text{III-14})$$

$$q = \int c d\theta \quad (\text{III-15})$$

De la misma forma que para la conductividad térmica, podremos emplear un calor específico medio en un intervalo de temperatura como:

$$c_m = c = \frac{\int_1^2 c d\theta}{\theta_2 - \theta_1} \quad (\text{III-16})$$

La gráfica de la fig. 17, muestra la variación del calor específico medio con la temperatura para un acero con 0,23 % de carbono. Para temperaturas inferiores a 500°C, los valores encontrados para los aceros al carbono y de baja aleación son muy similares.

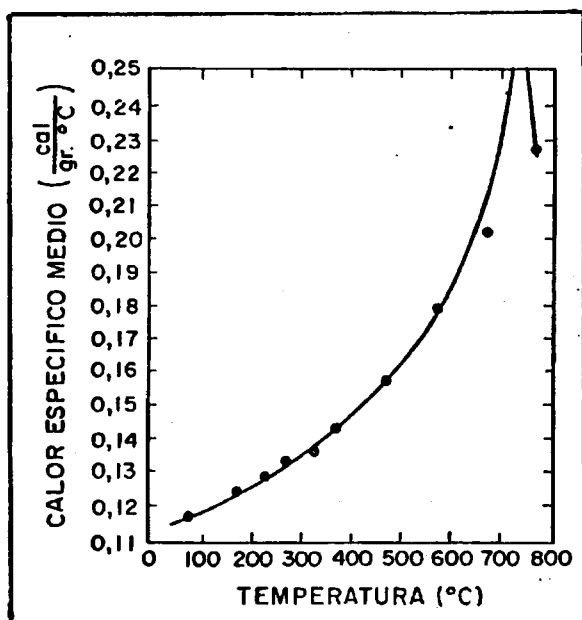


Fig. 17. Variación del calor específico medio con la temperatura para un acero con 0,23 % C.

III.7. CALOR LATENTE DE FUSION O DE SOLIDIFICACION

Bajo ciertas condiciones muy especiales, un sistema puede absorber o ceder calor sin variar su temperatura; los ejemplos más comunes son los de evaporación-condensación y fusión-solidificación. Existen otros cambios de fase con efectos similares que pueden ocurrir en un sólido y que, generalmente, reflejan algún reagrupamiento de su estructura atómica o molecular; en todos estos casos las ecuaciones dadas anteriormente para el calor específico no serán válidas ni tendrán un significado concreto.

El cambio de estado sólido a líquido, supone un considerable incremento en la libertad de movimiento de los átomos, sucediendo lo contrario en la solidificación; esto supone absorciones o desprendimientos muy considerables de energía y, por tanto, de calor, que se empleará en producir las transformaciones de estado o de fase, pero no en elevar la temperatura, que permanecerá constante hasta que la transformación haya finalizado.

La cantidad de calor por unidad de masa que absorbe un metal para pasar del estado sólido al líquido se denomina calor latente de fusión y, por el contrario, el que desprende en su solidificación se llamará calor latente de solidificación.

III.8. PROPIEDADES TERMOFISICAS DE LOS ACEROS Cr-Mo, C-Mn Y ARENA DE MOLDEO

Una vez definidas las propiedades termofísicas que se emplearán en los cálculos de parámetros de solidificación y enfriamiento, tabularemos sus valores para los ocho aceros de baja aleación empleados en este trabajo, así como para la arena de molde común a todos ellos.

III.8.1. COMPOSICION QUIMICA

Los análisis químicos para la obtención de la composición de los aceros ensayados, se realizaron por vía húmeda sobre viruta homogeneizada tomada de toda la sección del apéndice fundido, como valor medio de tres determinaciones, comprobándose por espectrometría de emisión en vacío.

Los resultados se reúnen en la Tabla VI.

T A B L A VI

Composición química de los aceros ensayados.

ACERO	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr	% Mo
AM. 40Mn5	0,43	1,49	0,31	≤0,02	≤0,02	--	--
AM. 30Mn5	0,29	1,38	0,20	≤0,02	≤0,02	--	--
AM. 22Mn5	0,20 ₅	1,25	0,35	≤0,02	0,022	--	--
AM. 18Mn5	0,18	1,27	0,38	≤0,02	≤0,02	--	--
AM. 42CrMo4	0,40	0,57	0,39	≤0,02	≤0,02	1,05	0,26
AM. 34CrMo4	0,34	0,56	0,30	0,012	0,022	1,00	0,28
AM. 25CrMo4	0,25	0,69	0,38	0,014	0,02	0,75	0,28
AM. 18CrMo4	0,17	0,65	0,15	0,018	0,022	0,85	0,20

Los moldes empleados para el proceso de solidificación y enfriamiento de los ocho aceros ensayados se realizaron con arenas de idéntica composición e iguales propiedades de permeabilidad, compactabilidad, resistencia y plasticidad, con el fin de asegurar al máximo la constancia del efecto enfriador del molde en todas las coladas realizadas.

La composición química de la arena de contacto se obtuvo por simple evaluación de cantidades de aditivos en

el mezclador, arrojando los valores (media de tres determinaciones por colada) reflejadas en la Tabla VII.

T A B L A VII

Composición química de la arena de contacto para moldeo.

89,0 %	Sílice
7,0 %	Bentonita
0,5 %	Aglutinante
0,5 %	Cereal
3,0 %	Humedad

III.8.2. INTERVALO DE SOLIDIFICACION DE LOS ACEROS EMPLEADOS.

Los intervalos de solidificación se especifican mediante las temperaturas de líquidos y sólidos de cada una de las aleaciones empleadas. Dichas temperaturas, que se han obtenido directamente de los diagramas ternarios Fe-C-Cr y Fe-C-Mn y la influencia de otros elementos de aleación, tales como molibdeno, silicio, se reúnen en la Tabla VIII.

T A B L A VIII

Intervalo de solidificación de los aceros ensayados.

A C E R O	INTERVALO DE SOLIDIFICACION	
	Líquidus $\theta_L(^{\circ}\text{C})$	Solidus $\theta_S(^{\circ}\text{C})$
AM. 40Mn5	1492	1431
AM. 30Mn5	1504	1457
AM. 22Mn5	1512	1471
AM. 18Mn5	1516	1477
AM. 42CrMo4	1476	1405
AM. 34CrMo4	1480	1423
AM. 25CrMo4	1493	1450
AM. 18CrMo4	1507	1460

III.8.3. VALORES DE DENSIDAD

Tal como se señaló en el apartado III.3., la densidad es una propiedad intrínseca de la materia, que varía apreciablemente con la composición, estado y temperatura, por lo que en las Tablas IX y X se especifican los valores de dicha propiedad, para cada acero empleado y material de molde. De igual forma, se especifican los valores para temperaturas crecientes desde la ambiente hasta la del intervalo de solidificación, distinguiendo aquí estado líquido y sólido.

Muchos de los datos a temperatura ambiente han sido comprobados para que, utilizándolos como valores experimentales de partida, se pudiera asegurar la fiabilidad de aplicación de la fórmula III-4 para obtener los sucesivos valores de la densidad a temperaturas crecientes.

Los valores tabulados con referencia a una temperatura determinada, deberán entenderse como valores medios para un intervalo de amplitud $\pm 100^{\circ}\text{C}$ sobre la temperatura indicada como subíndice; es decir, ρ_i será el valor medio en el intervalo ($i - 100, i + 100$).

Esta nomenclatura será aplicada de forma idéntica, en las Tablas de valores de las demás propiedades termofísicas que aparezcan en este capítulo.

T A B L A IX.

Densidades de los aceros ensayados.

DENSIDAD $\rho = f(\theta)$ gr/cm ³	A C E R O S							
	AM 40Mn5	AM 30Mn5	AM 22Mn5	AM 18Mn5	AM 42CrMo4	AM 34CrMo4	AM 25CrMo4	AM 18CrMo4
ρ_{Ambiente} (20°C)	7,841	7,852	7,859	7,862	7,830	7,845	7,853	7,858
ρ_{200}	7,782	7,793	7,799	7,802	7,770	7,785	7,793	7,803
ρ_{400}	7,712	7,723	7,730	7,733	7,704	7,717	7,725	7,731
ρ_{600}	7,637	7,648	7,654	7,657	7,629	7,644	7,652	7,660
ρ_{800}	7,617	7,628	7,635	7,638	7,606	7,621	7,633	7,642
ρ_{1000}	7,528	7,539	7,545	7,548	7,518	7,532	7,540	7,549
ρ_{1200}	7,420	7,430	7,437	7,448	7,420	7,434	7,441	7,447
ρ_{Solidus}	7,259	7,289	7,307	7,310	7,253	7,276	7,298	7,305
ρ_{Liquidus}	7,002	7,101	7,148	7,165	6,974	7,058	7,104	7,159

T A B L A X.

Densidad del molde.

MOLDE	DENSIDAD ($\rho = f (\theta)$) gr/cm ³							
	ρ Ambiente (20°C)	ρ 200	ρ 400	ρ 600	ρ 800	ρ 1000	ρ 1200	ρ 1400
sflice + 7 % Bentonita	1,513	1,477	1,458	1,418	1,381	1,310	1,223	1,135

III.8.4. Valores de conductividades térmicas.

En el apartado III.5. de este capítulo, se definió la conductividad térmica como una propiedad que expresa la capacidad de un material para conducir el calor, señalando, igualmente, el efecto negativo que sobre ella tienen la adición de elementos aleantes, impurezas y aumentos de temperatura.

En las Tablas XI y XII se especifican los valores que adquiere esta propiedad en los aceros empleados en este trabajo, así como en el material de molde para temperaturas crecientes, desde la ambiente hasta elevadas temperaturas en estado sólido y líquido.

Debido a la ausencia total de información sobre valores de la conductividad térmica de aceros en estado líquido y estimando válida la consideración, ampliamente difundida en la bibliografía, de la inexistencia de un cambio brusco en los valores de esta propiedad con el cambio de estado, los datos de la conductividad térmica a temperaturas superiores a 1.300°C han sido obtenidas por extrapolación, sin establecer diferencia entre el estado sólido y líquido.

T A B L A X I.

Conductividades térmicas de los aceros ensayados.

CONDUCTI VIDAD $K=f(\theta)$ cal cm °C seg	A C E R O S							
	AM 40Mn5	AM 30Mn5	AM 22Mn5	AM 18Mn5	AM 42CrMo4	AM 34CrMo4	AM 25CrMo4	AM 18CrMo4
K_{Ambiente} (20°C)	0,108	0,109	0,112	0,115	0,102	0,103	0,105	0,107
K_{200}	0,106	0,107	0,109	0,113	0,100	0,100	0,103	0,105
K_{400}	0,093	0,095	0,098	0,102	0,092	0,093	0,096	0,097
K_{600}	0,080	0,081	0,084	0,089	0,080	0,081	0,084	0,087
K_{800}	0,059	0,061	0,063	0,068	0,063	0,063	0,065	0,068
K_{1000}	0,064	0,066	0,068	0,071	0,066	0,067	0,069	0,071
K_{1200}	0,071	0,072	0,073	0,075	0,072	0,072	0,075	0,078
K_{1400}	0,074	0,076	0,078	0,081	0,076	0,077	0,080	0,082
K_{1600}	0,080	0,081	0,083	0,086	0,081	0,082	0,086	0,088

T A B L A X I I .

Conductividad térmica del molde.

MOLDE	CONDUCTIVIDAD TERMICA ($K = f (\theta)$) cal/cm. °C seg.							
	$K_{\text{Ambiente (20°C)}}$	K_{200}	K_{400}	K_{600}	K_{800}	K_{1000}	K_{1200}	K_{1400}
Sílice + 7 % Bentonita	0,0020	0,0017	0,0015	0,0015	0,0018	0,0021	0,0027	0,0032

III.8.5. VALORES DE CALORES ESPECIFICOS.

El calor específico es una propiedad térmica intrínseca del material, que indica la cantidad de calor necesaria para elevar la unidad de masa un grado de temperatura.

Como señalamos anteriormente (III.6.), esta propiedad es específica de cada material y función de su presión, volumen y temperatura.

Para aplicarla en problemas de solidificación y enfriamiento, consideraremos únicamente el calor específico a presión constante y estudiaremos su variación con la temperatura.

Las Tablas XIII y XIV, reúnen los valores medios del calor específico, para los aceros empleados y el material del molde, en intervalos de temperatura de 200°C de amplitud.

T A B L A XIII.

Calores específicos de los aceros ensayados.

CALOR ESPECIFICO $c = f(\theta)$ cal gr °C	A C E R O S							
	AM 40Mn5	AM 30Mn5	AM 22Mn5	AM 18Mn5	AM 42CrMo4	AM 34CrMo4	AM 25CrMo4	AM 18CrMo4
c_{Ambiente} (20°C)	0,111	0,112	0,112	0,113	0,114	0,114	0,116	0,117
c_{200}	0,123	0,124	0,124	0,123	0,121	0,123	0,124	0,125
c_{400}	0,145	0,146	0,147	0,148	0,143	0,144	0,146	0,148
c_{600}	0,176	0,180	0,181	0,182	0,180	0,180	0,183	0,184
c_{800}	0,138	0,137	0,136	0,137	0,136	0,138	0,138	0,137
c_{1000}	0,142	0,143	0,144	0,146	0,143	0,144	0,145	0,145
c_{1200}	0,149	0,151	0,151	0,153	0,151	0,153	0,154	0,156
c_{1400}	0,157	0,158	0,159	0,160	0,156	0,158	0,160	0,161
c_{1600}	0,170	0,172	0,175	0,176	0,168	0,173	0,177	0,178

T A B L A XIV.

Calor específico del molde.

MOLDE	CALOR ESPECIFICO $c = f(\theta)$ cal/gr. °C							
	$c_{\text{Ambiente}(20^{\circ})}$	c_{200}	c_{400}	c_{600}	c_{800}	c_{1000}	c_{1200}	c_{1400}
Silice + 7 % Bentonita	0,195	0,223	0,257	0,262	0,270	0,278	0,282	0,289

III.8.6. VALORES DE CALORES LATENTES DE SOLIDIFICACION.

La cantidad de calor por unidad de masa que desprende un metal al pasar del estado líquido al sólido se denomina calor latente de solidificación. La Tabla XV muestra los valores de esta propiedad termofísica para los aceros empleados, calculados por el método de las mezclas.

T A B L A XV.

Calores latentes de solidificación de los aceros ensayados.

CALOR LATENTE DE SOLIDIFICACION cal/gr	A C E R O S							
	AM 40Mn5	AM 30Mn5	AM 22Mn5	AM 18Mn5	AM 42CrMo4	AM 34CrMo4	AM 25CrMo4	AM 18CrMo
L	65,83	65,53	65,94	66,03	66,15	65,91	66,10	65,48

IV. CALCULO DE LOS PARAMETROS DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO

IV.1. PROCESO DE FUSION.

La fusión de los aceros empleados en este trabajo se ha realizado siguiendo un proceso convencional a escala industrial, sin introducir variación alguna que modificara las características propias e intrínsecas a dicho proceso.

La decisión de adoptar este procedimiento queda justificada no solo por las enormes dificultades de tipo práctico que representaría reproducir a escala reducida de laboratorio el complicado proceso de fusión industrial, sino también por los grandes problemas que causaría posteriormente la extrapolación de sus resultados y conclusiones a las condiciones reales, que en este caso no pueden ser otras que las industriales.

Generalmente la fusión del acero moldeado se realiza por los mismos procedimientos y bajo idénticas condiciones que la de los aceros para forja o laminación, siendo otras muchas las diferencias que las delimitan y separan.

Por ser la fundición del acero, un proceso ampliamente conocido, no incidiremos aquí ni en el estudio general del proceso ni en la descripción detallada de los diferentes tipos de hornos en que se puede llevar a cabo. Sin embargo se dará una idea breve y concisa de las características del horno en que se fundieron los aceros ensayados en este trabajo de investigación y los parámetros más importantes que intervinieron y que posteriormente definen el proceso.

La fusión tuvo lugar en un horno de arco con tres electrodos verticales de 250 mm \varnothing y de 1,5 Tm. de capacidad con revestimiento básico y consumo medio de 700 KWh/Tm.

La carga del horno está formada de un 35 % - 40 % de chatarras seleccionadas por composición química, un 35 % - 40 % de retornos de acero también seleccionados (bebederos, mazarotas, canales de colada, despuntes, sobrantes, rechazos, etc.) y un 20 % - 30 % de viruta férrea que tiene como objeto fundamental cebar y estabilizar un arco eléctrico que aporta la energía necesaria para la fusión.

El periodo de fusión, es decir, desde que se establece el arco hasta que la carga del horno se ha fundido y calentado, fué de una hora aproximadamente; pasado el cual se procede al periodo de afino y preparación de escorias en dos fases. En la primera, se oxida el baño fundido mediante insuflación de oxígeno que elimina el fósforo en forma de fosfato cálcico a través de la escoria básica y reduce el nivel de carbono en el metal líquido, ya que al borbotear oxígeno en él se quema, produciéndose dióxido de carbono que se elimina con facilidad. Después de retirada la escoria básica rica en FeO, producida en la primera fase y que recibe el nombre de escoria negra, se prepara una nueva escoria la cual, por adición de espato fluor, cal y carbón de coK se hace fuertemente reductora, consiguiendo reducir los óxidos metálicos y fijar el azufre.

Con el horno de arco de revestimiento básico se obtienen excelentes reducciones en los porcentajes de azufre y fósforo que tan perjudiciales son para el acero moldeado, ya que un exceso sobre sus contenidos normales aumenta el peligro de agrietamiento en caliente y disminuyen las propiedades mecánicas a bajas y altas temperaturas.

El tiempo aproximado de duración de las dos fases de preparación de escorias, oscila entre 30 y 40 minutos con lo que el tiempo total del proceso es de aproximadamente 2 h

La incorporación de los elementos aleantes para la obtención de los aceros de baja aleación Cr-Mo y C-Mn empleados, se realiza por adición de ferroaleaciones hasta ajustar los contenidos de estos elementos a los niveles especificados en la Tabla VI del capítulo anterior.

Una vez finalizado el proceso con el metal líquido y de la composición deseada, se procede al control de temperaturas del baño mediante termopares de lanza con lectura y registro automáticos y control mediante pirómetros ópticos. Es frecuente asimismo hacer un control de temperatura inmediatamente después del periodo de fusión y antes de comenzar la preparación de escorias.

Después de comprobada la temperatura del acero líquido se procede al vaciado (sangrado) del horno en cucharas de una capacidad aproximada que oscila entre 200 y 400 Kg., que transportadas por grúas semiautomáticas de gran rapidez, comienzan a llenar los moldes ya preparados.

El procedimiento de vaciado de las cucharas en los moldes, puede ser o bien por la parte inferior mediante un dispositivo refractario de apertura y cierre (buza y tapón) o bien por la parte superior volcando gradualmente la cuchara (tetera).

Durante la colada en el molde se realiza la última medida de temperatura, determinando la temperatura real de colada que es aquella a la cual entra el acero líquido en el molde hasta llenarlo por completo; en casos de piezas pequeñas de poco peso, esta operación se realiza en muy pocos segundos.

Una vez el molde lleno, comienza el proceso de enfriamiento que se prolongará durante un largo periodo de tiempo y que oscila entre 40 min. hasta 2 horas según que la operación final de desmoldeo sea por procedimiento automático o manual.

IV.2. MOLDE: GEOMETRIA DEL MOLDE Y PIEZA.

Las elevadas temperaturas empleadas en el acero exigen el empleo de materiales de moldeo especiales que sean capaces de resistir las grandes sollicitaciones térmicas y mecánicas a que habitualmente se ven sometidos.

Es importante pues, la elección, preparación y tratamiento de estos materiales de moldeo con el fin de evitar graves problemas de inclusiones metálicas, darts, adherencias y penetraciones que repercuten de forma decisiva en el estado superficial y por tanto en la calidad de las piezas de acero moldeado.

Los materiales de molde más empleados en fundiciones de acero son las arenas de sílice, de circonio, de cromita, de olivino y la chamota; dependiendo su elección de los procedimientos de moldeo a emplear, de los estados superficiales exigidos, de las temperaturas de colada, de la composición y de la propia geometría de la pieza a solidificar.

Con el objeto, anteriormente expresado, de mantener invariables las condiciones de enfriamiento del molde, en este trabajo únicamente se ha empleado un material formado de arena de sílice con la composición señalada en la Tabla VII del Capítulo III.

Las arenas naturales están compuestas de granos de cuarzo que constituyen su base principal y de los llamados materiales impalpables que están formados, en su mayor parte, por granos de cuarzo pulverizados, arcillas y otras diversas impurezas.

Las arenas naturales tienen el inconveniente fundamental de no ser homogéneas en composición y, consecuentemente tampoco, en sus propiedades, mostrando una tendencia muy acusada a que se formen incrustaciones de arena en las piezas, lo que origina, lógicamente, serios y costosos problemas de

saneamiento y limpieza de las superficies.

Por estas razones, las arenas naturales han desaparecido prácticamente de las fundiciones de acero para ser sustituidas por arenas sintéticas que se caracterizan por su extraordinaria homogeneidad y por una composición de arenas de sílice limpias, generalmente lavadas y secas, clasificadas según su granulometría y ausentes totalmente de productos de bajo punto de fusión como pizarras, feldespatos y carbonatos.

Debido al gran aumento de volumen que experimentan los granos de cuarzo α a 573°C , antes de producirse la transformación a cuarzo β (fig. 18), se generan unas fuertes variaciones de volumen entre las capas de la arena de sílice que, por radiación del metal líquido alcanzaron aquella temperatura, y las del interior que permanecen más frías, produciéndose desprendimientos en las paredes del molde y que dan origen al consiguiente defecto de darta en la pieza fundida.

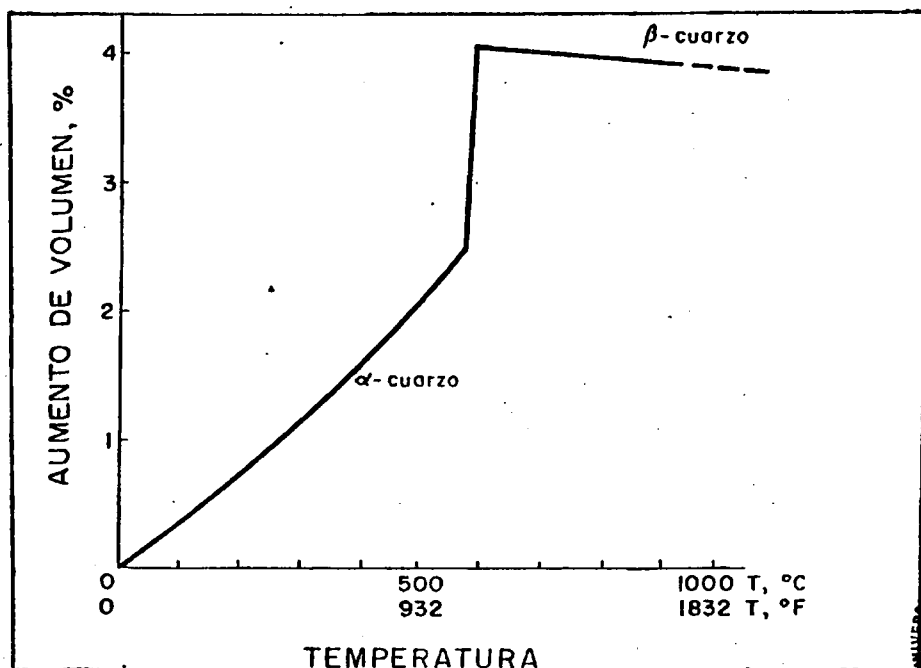


Fig. 18. Cambios de volumen con la temperatura en el cuarzo.



Escogiendo una granulometría adecuada de las arenas de sílice y añadiendo determinados productos, como harinas de madera, cereales o arcillas, se obtiene un material de base capaz de absorber las tensiones producidas por la gran dilatación de los granos de cuarzo de la capa superficial del molde.

Mediante la adición de arcillas de alto valor (bentonitas) y con una pequeña proporción de aglutinantes orgánicos de gran adherencia, se consigue dotar al material del molde de otras de sus principales características, la conjunción óptima de resistencia-plasticidad.

Las bentonitas son arcillas que contienen, como mínimo un 75% de montmorillonita. En su forma natural pueden ser sódicas o cálcicas, aunque para su empleo, las últimas se transforman mediante un proceso de intercambio iónico en su forma sódica.

Las bentonitas, al tener una enorme capacidad de hinchamiento, llegan a rodear completamente los granos de cuarzo, sin disminuir excesivamente su permeabilidad, pero aumentando mucho las fuerzas de cohesión entre ellos.

Con el fin de aumentar la resistencia mecánica de las superficies del molde y evitar arrastres y desprendimientos, cuando el metal líquido fluye por ellas, se añade a la arena, además de bentonita, productos orgánicos generalmente a base de almidón. Esta adición favorece también la formación de una atmósfera reductora entre la superficie del molde y el acero líquido, que dificulta la formación de fayalita, es decir, que actúa contra el pegado y adherencias del molde a la pieza.

Las propiedades del material de moldeo deben, por su importancia, ser controladas rigurosamente, ya que en definitiva de ellas depende la calidad, no solo superficial

sino estructural del acero moldeado.

Una de las propiedades más importantes del molde es la permeabilidad, ya que el brusco calentamiento producido por la alta temperatura de colada (1600°C) ocasiona fuertes dilataciones del aire y formación de vapor de agua que pueden provocar desprendimientos en las superficies interiores del molde. Como es obvio, la permeabilidad deberá ser tanto mayor cuanto más alta sea la temperatura de colada y el grado de humedad del molde.

Si la permeabilidad del molde es muy baja y la presión metalostática que ejerce el acero líquido contra las superficies interiores es menor que la requerida para que los gases y vapor de agua escapen por los poros de la arena, éstos se desprenderán a través del metal líquido formando grandes burbujas y lo que es más grave, se favorecerá la captación de hidrógeno por el caldo que contribuye a los conocidos defectos puntuales y a la formación prolongada de una barrera de discontinuidad térmica en la interfase metal-molde (air-gap).

La permeabilidad es una propiedad que depende fundamentalmente del tamaño de los poros de aire del molde y por tanto de la granulometría de la arena, siendo tanto más alta cuanto mayor es el grano elegido. No obstante, aumentar la permeabilidad a costa del empleo de arenas gruesas puede conducir a unas superficies de molde excesivamente vastas que favorecerían la penetración del acero líquido en el mismo, aumentando enormemente los problemas de limpieza de la pieza y disminuyendo su calidad superficial.

Las propiedades del molde empleado en este estudio se resumen en la Tabla XVI. Los valores dados son media de 4 ensayos realizados sobre diferentes muestras. Las probetas empleadas fueron de forma cilíndrica de 50 mm. de altura y 50 mm. de diámetro (Norma Europea) con un peso medio de 145,3 gr. y la arena de sílice empleada dió una granulometría de 54 AFS.

T A B L A XVI

Propiedades características del molde.

Propiedad	Unidades	Valor
Humedad	%	3
Permeabilidad	-	185
Indice Shatter	%	80
Resistencia a la compresión	gr/cm ²	930
Resistencia a la cizalladura	gr/cm ²	260
Resistencia a la doble cizalladura	gr/cm ²	515
Resistencia a la fisuración	gr/cm ²	160
Compactabilidad	%	45
Indice de plasticidad	%	17,2
Indice de deformación	%	8,6

La geometría de molde, con sus canales de alimentación, bebederos y uniones entre piezas se muestra en el dibujo de la fig. 19, donde se reflejan la caja superior e inferior que componen el molde bajo vista lateral y frontal totalmente dimensionadas.

La figura 20 representa una de las piezas obtenidas por el sistema de moldeo referido anteriormente.



Fig. 19. Esquema del molde.

-116-

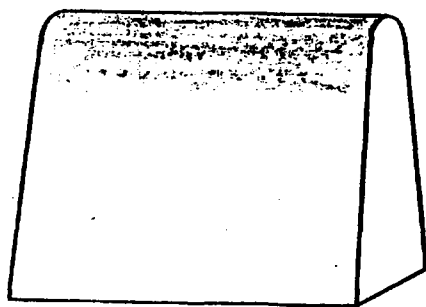


Fig. 20. Esquema de la pieza.

IV.3. CALCULO DE LOS PARAMETROS DE SOLIDIFICACION POR TEORIA DE TRANSMISION DE CALOR.

Tal como se expuso a lo largo del Cap. I, la teoría de transmisión de calor en régimen transitorio permite desarrollar, bajo ciertas hipótesis, un método matemático para calcular los tiempos de solidificación. Se señaló también en aquel capítulo, la necesidad de considerar unos factores de corrección en los casos reales donde la propia geometría de la pieza exigía moldes que, a pesar de ser tratados como semi-infinitos por su espesor y por la unidireccionalidad de transmisión de calor metal-molde, tenían esquinas en ángulo y superficies cilíndricas, donde la extracción de calor perdía su condición de unidireccionalidad y donde, lógicamente, las velocidades de absorción de calor aumentaban afectando sensiblemente al cálculo de los tiempos de solidificación. Con este objeto se procederá, en primer lugar, al cálculo de un tiempo de solidificación aproximado, bajo la consideración general de la hipótesis de semi-infinito en la geometría del molde y posteriormente, por aplicación de los factores de corrección de esquina y superficie cilíndrica a las superficies parciales del molde afectadas por el flujo de calor no unidireccional, se obtendrá una superficie efectiva del molde mediante la cual calcularemos el tiempo de solidificación real de la pieza.

IV.3.1. TIEMPO DE SOLIDIFICACION APROXIMADO

La expresión (I-49), deducida en el Cap. I, para flujo unidireccional nos permite el cálculo de los tiempos de solidificación aproximados y será aplicada a los ocho aceros moldeados de baja aleación, al Cr-Mo y C-Mn, empleados en este estudio.

$$\sqrt{T_{P(\text{aprox})}} = \frac{W (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))}{1,128 b_2 (i) S_R (\theta_i - \theta_o)} \quad (IV-1)$$

Donde: W : masa del acero que solidifica.
 L : calor latente de fusión del acero.
 c_1 : calor específico medio del acero.
 θ_c : temperatura de colada.
 θ_{sm} : temperatura de solidificación.
 θ_i : temperatura de la interfase acero-molde.
 θ_o : temperatura inicial del molde.
 $b_2(i)$: difusividades de calor del molde a la temperatura θ_i .
 S_R : Superficie real del molde.

Cada pieza de acero fue pesada, arrojando los valores W que figuran en la Tabla general de valores, (Tabla XVII). Las superficies reales S_R , iguales para todas las piezas de los diferentes aceros, se calcularon con ayuda de los dibujos de las figs. 19 y 20, dando un valor de $867,15 \text{ cm}^2$.

La temperatura de colada θ_c fue de 1600°C , igual para todos los aceros ensayados y medida en el momento de proceder al llenado de los moldes con el metal líquido contenido en las cucharas.

La temperatura inicial del molde θ_o fué de 20°C para todos los casos.

Las temperaturas de solidificación θ_{sm} son las indicadas en la Tabla VIII para el punto sólido del intervalo de solidificación.

El calor específico medio c_1 de cada acero, fue calculado por extrapolación de los datos que figuran en la Tabla XIII para los intervalos 1400°C y 1600°C , y representa el valor medio en el sobrecalentamiento y la zona de solidificación, es decir, entre la temperatura de colada y la final de solidificación. Dichos valores se indican en la Tabla XVII.

La difusividad de calor del molde a la temperatura de la interfase $b_{2(i)}$ se calcula mediante los valores de la conductividad térmica, calor específico y densidad del material del molde dados en las Tablas X, XII y XIV para el intervalo de 1400°C.

Las temperaturas de interfase acero-molde θ_i se calcularon según la fórmula de Riemann (I-57), para la que se hayan previamente los valores de la difusividad de calor del metal en estado líquido y la del molde a temperatura ambiente.

La difusividad de calor del molde $b_2 = \sqrt{K_2 c_2 \rho_2}$ se calcula con los datos de densidad conductividad térmica y calor específico del molde a temperatura ambiente señalados respectivamente en las Tablas X, XII y XIV.

Las difusividades de calor de los aceros ensayados $b_1 = \sqrt{K_1 c_1 \rho_1}$ se calcularon con los valores de la densidad, conductividad térmica y calor específico dados en las Tablas IX, XI y XIII, respectivamente para el intervalo líquido o como extrapolación entre los intervalos de 1600°C y líquidos. Los resultados de dicha difusividad de calor para cada acero se representan en la Tabla XVII.

Como se indicó anteriormente, mediante los valores de las difusividades de calor de cada acero y del molde común, junto con la temperatura de colada θ_c y la temperatura inicial del molde θ_o y por aplicación de la fórmula de Riemann $\theta_i = \frac{b_1 \theta_c + b_2 \theta_o}{b_1 + b_2}$ se calculan las temperaturas de la interfase acero-molde para cada uno de los aceros ensayados, las cuales quedan indicadas en la Tabla XVII.

T A B L A XVII.

Tabla general de datos de cálculo.

Propiedades	A C E R O S							
	AM40Mn5	AM30Mn5	AM22Mn5	AM18Mn5	AM42CrMo4	AM34CrMo4	AM25CrMo4	AM18CrMo4
W (gr)	10.582	10.596	10.606	10.610	10.567	10.587	10.598	10.604
L (cal/gr)	65,83	65,53	65,94	66,03	66,15	65,91	66,10	65,48
C ₁ (cal/gr °C)	0,165	0,167	0,170	0,171	0,164	0,168	0,171	0,172
θ _C (°C)	1.600	1.600	1.600	1.600	1.600	1.600	1.600	1.600
θ _{sm} (°C)	1.431	1.457	1.471	1.477	1.405	1.423	1.450	1.460
K ₂ (20°C) (cal/cm°Cseg)	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020	0,0020
S ₂ (20°C) (cal/gr°C)	0,195	0,195	0,195	0,195	0,195	0,195	0,195	0,195
ρ ₂ (20°C) (gr/cm ³)	1,513	1,513	1,513	1,513	1,513	1,513	1,513	1,513
b ₂ (20°C) (cal/cm ² °C seg. ^{1/2})	0,0243	0,0243	0,0243	0,0243	0,0243	0,0243	0,0243	0,0243
S _R (cm ²)	867,1	867,1	867,1	867,1	867,1	867,1	867,1	867,1
K ₁ (1600°C- solidus) (cal/cm°Cseg)	0,078	0,079	0,081	0,084	0,079	0,080	0,084	0,086
+C ₁ (1600°C- solidus) (cal/gr°C)	0,165	0,167	0,170	0,171	0,164	0,168	0,171	0,172
ρ ₁ (1600°C- solidus) (gr/cm ³)	7,002	7,101	7,148	7,165	6,974	7,058	7,104	7,159
b ₁ (1600°C- solidus) cal/cm ² °C seg. ^{1/2}	0,300	0,306	0,314	0,321	0,301	0,308	0,319	0,325
θ ₁ (°C)	1.482	1.484	1.486	1.489	1.482	1.484	1.488	1.490
K ₂ (1400°C) (cal/cm°Cseg)	0,0032	0,0032	0,0032	0,0032	0,0032	0,0032	0,0032	0,0032
+C ₂ (1400°C) (cal/gr °C)	0,289	0,289	0,289	0,289	0,289	0,289	0,289	0,289
ρ ₂ (1400°C) (gr/cm ³)	1,135	1,135	1,135	1,135	1,135	1,135	1,135	1,135
b ₂ (1) (cal/cm ² °C- seg. ^{1/2})	0,0324	0,0324	0,0324	0,0324	0,0324	0,0324	0,0324	0,0324
θ ₀ (°C)	20	20	20	20	20	20	20	20

Mediante la tabla general de datos, Tabla XVII, se calculan los tiempos de solidificación aproximados, por simple sustitución de estos en la expresión (IV-1).

Acero moldeado 40 Mn 5.

$$\sqrt[3]{T_p \text{ (aprox.)}} = \frac{10582 (65,83 + 0,165 (1600-1431))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 (1482-20)} = 21,40$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 458 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 7,6 \text{ min.}$$

Acero moldeado 30 Mn 5.

$$\sqrt[3]{T_p \text{ (aprox.)}} = \frac{10596 (65,53 + 0,167 (1600-1457))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 (1484-20)} = 20,42$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 417 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 6,9 \text{ min.}$$

Acero moldeado 22 Mn 5.

$$\sqrt[3]{T_p \text{ (aprox.)}} = \frac{10606 (65,94 + 0,170 (1600-1471))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 (1486-20)} = 20,06$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 402 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 6,7 \text{ min.}$$

Acero moldeado 18 Mn 5.

$$\sqrt[3]{T_p \text{ (aprox.)}} = \frac{10610 (66,03 + 0,171 (1600-1477))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 (1489-20)} = 19,84$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 394 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox.)} = 6,6 \text{ min.}$$

Acero moldeado 42 Cr Mo 4.

$$V_{T_p \text{ (aprox)}} = \frac{10567 (66,15 + 0,164 (1600-1405))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 \cdot (1482-20)} = 22,38$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 501 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 8,3 \text{ min.}$$

Acero moldeado 34 Cr Mo 4.

$$V_{T_p \text{ (aprox)}} = \frac{10587 (65,91 + 0,168 (1600-1423))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 \cdot (1484-20)} = 21,82$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 476 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 7,9 \text{ min.}$$

Acero moldeado 25 Cr Mo 4.

$$V_{T_p \text{ (aprox)}} = \frac{10598 (66,10 + 0,171 (1600-1450))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 \cdot (1488-20)} = 20,90$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 437 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 7,3 \text{ min.}$$

Acero moldeado 18 Cr Mo 4.

$$V_{T_p \text{ (aprox)}} = \frac{10604 (65,48 + 0,172 (1600-1460))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 867,1 \cdot (1490-20)} = 20,38$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 416 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (aprox)} = 6,9 \text{ min.}$$

IV. 3.2. SUPERFICIES EFECTIVAS.

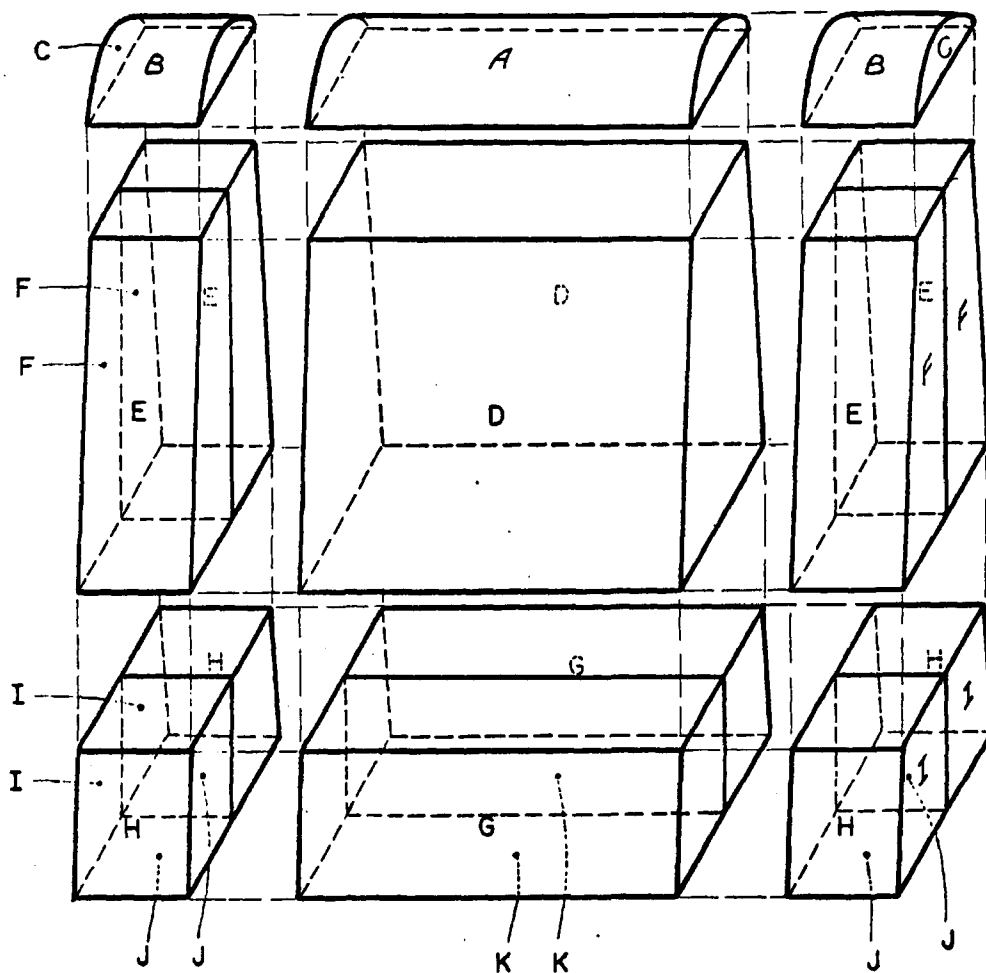
Para proceder al cálculo de superficies efectivas, comenzaremos por dividir la superficie real de la pieza en un número determinado de zonas que se verán afectadas por distintos factores de corrección, según su forma y situación espacial dentro de la propia pieza.

Como señalamos anteriormente en el apartado I.6.1., medidas termoelectricas han demostrado que el alcance del efecto de esquinas en ángulo recto sobre la distribución de las isotermas, no sobrepasa más de 3 cm. a ambos lados de la arista de dicha esquina. Bajo esta base experimental se ha realizado la división por zonas de la superficie de la pieza, como se indica en la fig. 21.

La Tabla XVIII señala las áreas de superficies parciales y el tipo de factor de corrección que afecta a cada una de ellas. Como puede observarse, existen algunas superficies parciales (zona B) que, por su situación y geometría, exigen la aplicación de los dos tipos de factores considerados, de esquina y de superficie cilíndrica, ya que ésta es una superficie semicilíndrica de 2 cm. de radio y de 3 cm. de longitud, pero que además está afectada por el efecto de esquina producido por su intersección con la zona C.

Existen también superficies parciales (zonas H, I y J) que por formar parte de un triedro trirectangular y al considerar aisladamente la influencia que cada una de las otras dos superficies planas que con ella forman dicho triedro, exigen la aplicación del factor de esquina dos veces, una por cada superficie parcial que intersecta con ella formando arista de esquina en ángulo recto. Por ejemplo la superficie H forma esquina (diedro recto) con la superficie J y con la I.

Igualmente existen otras superficies parciales que quedan afectadas por un solo factor, sea el de superficie



SUPERFICIES PARCIALES

- A : Central superior semicilíndrica
- B : Laterales superiores semicilíndricas
- C : Verticales laterales superiores
- D : Frontales centrales medias
- E : Frontales centrales laterales
- F : Verticales laterales medias
- G : Frontales centrales inferiores
- H : Frontales laterales inferiores
- I : Verticales laterales inferiores
- J : Bases laterales
- K : Bases centrales

Fig.- 21 . División por superficie parciales de la pieza.

cilíndrica (zona A), sea el de esquina en ángulo recto (zonas C, E, F, G y K).

Por otra parte y considerando que la transmisión de calor metal-molde es unidireccional en el sentido transversal de la pieza, la zona D no se encuentra afectada por ningún factor y por tanto su superficie real será igual que su superficie efectiva.

T A B L A XVIII

Areas y Tipos de Factores de Corrección de las Superficies Parciales.

Z O N A S	AREA (cm ²)	FACTOR DE CORRECCION *
A	85,7	C
B	37,7	C x E
C	12,6	E
D	252,8	-
E	108,6	E
F	89,2	E
G	86,4	E
H	36,0	E x E
I	35,1	E x E
J	35,7	E x E
K	86,3	E

* E - factor de corrección de esquina en ángulo recto.

C - factor de corrección de superficie cilíndrica.

El valor de los factores de corrección de cada acero, indicados en la Tabla XIX se obtienen por extrapolación directa, en las Tablas II y III, de los tiempos de solidificación aproximados calculados en el apartado IV.3.1. anterior.

Las áreas parciales efectivas se obtienen como producto del área de cada superficie parcial real por sus co-

respondientes factores de corrección; y el área total efectiva de cada acero será la suma de sus correspondientes parciales efectivas. Tabla XIX.

T A B L A XIX.

Factores de Corrección, Areas Efectivas Parciales y Totales.

ACERO	T _p (aprox) (min.)	AREAS EFECTIVAS PARCIALES (cm ²)														AREA
		Factor de correc- ción	Factor de correc- ción	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	TOTAL	
		E	C												(cm ²)	
AM40Mn5	7,6	1,186	1,223	85,7	37,7	12,6	252,8	108,6	89,2	86,4	36,0	35,1	35,7	86,3	1016,8	
AM30Mn5	6,9	1,177	1,206	103,3	53,5	14,8	252,8	127,8	105,0	101,7	49,9	48,6	49,4	101,6	1008,4	
AM22Mn5	6,7	1,173	1,200	102,8	53,1	14,8	252,8	127,4	104,6	101,3	49,5	48,3	49,1	101,2	1004,9	
AM18Mn5	6,6	1,171	1,197	102,6	52,8	14,7	252,8	127,2	104,4	101,2	49,4	48,1	48,9	101,0	1003,1	
AM42CrMo4	8,3	1,196	1,240	106,3	55,9	15,1	252,8	129,9	106,7	103,3	51,5	50,2	51,1	103,2	1026,1	
AM34CrMo4	7,9	1,191	1,230	105,4	55,2	15,0	252,8	129,3	106,2	02,9	51,1	49,8	50,6	102,8	1021,1	
AM25CrMo4	7,3	1,181	1,214	104,0	54,0	14,9	252,8	128,2	105,3	02,0	50,2	48,9	49,8	101,9	1012,0	
AM18CrMo4	6,9	1,176	1,206	103,3	53,5	14,8	252,8	127,7	104,9	01,6	49,8	48,5	49,4	101,5	1007,8	

IV.3.3. TIEMPO DE SOLIDIFICACION REAL.

Los tiempos de solidificación reales de cada uno de los aceros empleados en este estudio, se calcularán con la misma expresión (I-49) con la que se obtuvieron los tiempos de solidificación aproximados, sin otra excepción que la de las superficies reales que serán sustituidas ahora por las superficies efectivas totales calculadas anteriormente. Todos los demás parámetros de esta expresión tienen el mismo significado definido en el apartado IV.3.1., estando sus valores especificados en la Tabla XVII. Así pues la expresión (I-49) se convierte ahora en:

$$\sqrt{T_p \text{ (real)}} = \frac{W (L + c_1 (\theta_c - \theta_{sm}))}{1,128. b_2 (i) S_E(\theta_i - \theta_d)} \quad (\text{IV-2})$$

Acero moldeado 40 Mn 5.

$$\sqrt{T_p \text{ (real)}} = \frac{10582 (65,83 + 0,165(1600-1431))}{1,128. 0,0324. 1016,8(1482-20)} = 18,25$$

$$T_p \text{ (real)} = 333 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (real)} = 5,5 \text{ min.}$$

Acero moldeado 30 Mn 5.

$$\sqrt{T_p \text{ (real)}} = \frac{10596 (65,53 + 0,167(1600-1457))}{1,128. 0,0324. 1008,4(1484-20)} = 17,56$$

$$T_p \text{ (real)} = 308 \text{ seg.}$$

$$T_p \text{ (real)} = 5,1 \text{ min.}$$

Acero moldeado 22 Mn 5.

$$\sqrt{T_{p(\text{real})}} = \frac{10606 (65,94 + 0,170(1600-1471))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 1004,9(1486-20)} = 17,31$$

$$T_{p(\text{real})} = 300 \text{ seg.}$$

$$T_{p(\text{real})} = 5 \text{ min.}$$

Acero moldeado 18 Mn 5.

$$\sqrt{T_{p(\text{real})}} = \frac{10610 (66,03 + 0,171(1600-1477))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 1003,1(1489-20)} = 17,15$$

$$T_{p(\text{real})} = 294 \text{ seg.}$$

$$T_{p(\text{real})} = 4,9 \text{ min.}$$

Acero moldeado 42 Cr Mo 4.

$$\sqrt{T_{p(\text{real})}} = \frac{10567 (66,15 + 0,164(1600-1405))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 1026,1(1482-20)} = 18,91$$

$$T_{p(\text{real})} = 358 \text{ seg.}$$

$$T_{p(\text{real})} = 5,9 \text{ min.}$$

Acero moldeado 34 Cr Mo 4.

$$\sqrt{T_{p(\text{real})}} = \frac{10587 (65,91 + 0,168(1600-1423))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 1021,1(1484-20)} = 18,53$$

$$T_{p(\text{real})} = 343 \text{ seg.}$$

$$T_{p(\text{real})} = 5,7 \text{ min.}$$

Acero moldeado 25 Cr Mo 4.

$$V_{T_p(\text{real})} = \frac{10598 (66,10 + 0,171(1600-1450))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 1012,0 (1488-20)} = 17,90$$

$$T_{p(\text{real})} = 321 \text{ seg.}$$

$$T_{p(\text{real})} = 5,3 \text{ min.}$$

Acero moldeado 18 Cr Mo 4.

$$V_{T_p(\text{real})} = \frac{10604 (65,48 + 0,172(1600-1460))}{1,128 \cdot 0,0324 \cdot 1007,8 (1490-20)} = 17,54$$

$$T_{p(\text{real})} = 308 \text{ seg.}$$

$$T_{p(\text{real})} = 5,1 \text{ min.}$$

IV.3.4. VELOCIDADES MEDIAS DE SOLIDIFICACION.

Mediante los valores obtenidos para los tiempos de solidificación real en las piezas fundidas de los ocho aceros de las series Cr-Mo y C-Mn, se podrán calcular las velocidades medias de solidificación global por aplicación directa de la expresión:

$$V_{s(\text{global})} = \frac{\theta_c - \theta_{sm}}{T_{p(\text{real})}} \quad (\text{IV-3})$$

Donde:

θ_c : temperatura de colada

θ_{sm} : temperatura de solidus.

Evidentemente, este valor se refiere únicamente a la velocidad media de solidificación de la pieza, considerada en su conjunto, pero no aportará información alguna sobre la evolución de la velocidad instantánea para cada punto de la misma.

Por tanto, la velocidad media de solidificación es un parámetro cuyo significado es solo orientativo de un proceso global y como tal estará sometido a grandes limitaciones conceptuales y de aplicación.

La Tabla XX indica los valores de las velocidades medias de solidificación calculados para los ocho aceros empleando la expresión (IV-3).

T A B L A XX.

Velocidades medias de solidificación global.

ACERO	$\theta_c - \theta_{sm}$ (°C)	T_p (real) (min)	V_s (global) (°C/min)
AM40Mn5	169	5,5	30,4
AM30Mn5	143	5,1	27,8
AM22Mn5	129	5,0	25,8
AM18Mn5	123	4,9	25,1
AM42CrMo4	195	5,9	32,7
AM34CrMo4	177	5,7	30,9
AM25CrMo4	150	5,3	28,1
AM18CrMo4	140	5,1	27,3

IV.4. CALCULO DE LOS PARAMETROS DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO POR UN METODO NUMERICO BASADO EN LA APLICACION DE UN MODELO MATEMATICO DE INCREMENTOS FINITOS.

El cálculo de los parámetros de enfriamiento por la teoría de transmisión de calor nos ha permitido únicamente encontrar los tiempos y velocidades medias a que solidificaban las piezas consideradas en su conjunto, es decir en todo su volumen. Sin embargo el conocimiento del proceso de solidificación solo será completo cuando se hayan encontrado las velocidades de enfriamiento y el gradiente de temperatura en cada punto de la pieza y en cada instante.

Se vió en capítulos anteriores la limitación impuesta a la teoría de transmisión de calor para encontrar este tipo de parámetros, debido fundamentalmente al complicado aparato matemático que exigiría utilizar y la necesidad consiguiente de adoptar nuevos métodos de aproximación tanto analógicos como gráficos o numéricos para resolver este importante problema.

El método numérico de Dusenberre, ampliado y perfeccionado en este trabajo, nos permitirá calcular no solo los parámetros de solidificación sino los de enfriamiento ya en estado sólido de la pieza fundida. De esta forma conseguimos un doble objetivo, conocer realmente el desarrollo del proceso de solidificación en cada punto de la pieza, mediante las velocidades puntuales medias o instantáneas de solidificación y estudiar la evolución del enfriamiento posterior de esos puntos en estado sólido por medio de sus correspondientes velocidades puntuales de enfriamiento, las cuales son, en último término, las responsables directas de la microestructura final de la pieza a temperatura ambiente.

IV.4.1. PLANTEAMIENTO DEL METODO. ELECCION DE LA ZONA DE CALCULO.

La aplicación del método numérico de Dusenberre exige la definición y preestablecimiento de una red de flujo térmico sobre la pieza, en la cual se considera que está fluyendo calor unidireccionalmente y en la que se establecen las ecuaciones de flujo de calor en régimen estacionario desde una unidad de dicha red a sus vecinas inmediatas en pequeños intervalos finitos de tiempo.

De esta forma, siguiendo un proceso iterativo de cálculo de las temperaturas alcanzadas en cada una de las unidades de la red de flujo térmico y en cada intervalo de tiempo transcurrido, se encontrarán los tiempos de solidificación y/o enfriamiento de cada punto de la pieza, las velocidades medias e instantáneas producidas en el transcurso de la solidificación y enfriamiento en estado sólido o en ciertas temperaturas determinadas y finalmente, los gradientes térmicos producidos en diversas zonas de la pieza fundida.

Dada la forma ligeramente trapezoidal de la sección transversal recta de la pieza empleada en este trabajo, fig. 20, se consideró que el estudio de los parámetros de solidificación y enfriamiento se debería efectuar sobre una zona que representara, cuando menos aproximadamente, el proceso global de solidificación y enfriamiento de la pieza.

Cuando anteriormente se aplicó la teoría de transmisión de calor al cálculo de parámetros de solidificación se hizo patente la necesidad de considerar dos tiempos diferentes de solidificación, uno aproximado, basado en el cumplimiento de varias hipótesis, entre ellas la unidireccionalidad del flujo de calor y la semi-infinitud de la pieza; y otro, denominado real, que se apoyaba en la exis-

tencia de zonas de la pieza donde el flujo perdía su condición unidireccional para introducir unos factores de corrección a las superficies de las zonas afectadas por la influencia de la mayor absorción de calor producido en las esquinas en ángulo recto y superficies curvadas, que nos permitieran, a través de las superficies efectivas, llegar al cálculo final de tiempos reales de solidificación global.

Realmente es difícil poder extrapolar correctamente y comparar los valores globales de los parámetros de solidificación con los parciales obtenidos en cada punto de una zona determinada de la pieza, cuando además ésta no cumple exactamente las condiciones del semi-infinito con flujo totalmente unidireccional. No obstante, la situación de la red de flujo térmico sobre una zona de la pieza que represente, por sus condiciones espaciales dentro de ella, la imagen térmica aproximada del conjunto, puede favorecer el entendimiento del proceso global a través del puntual, efectuado por métodos numéricos.

En la división por zonas, de la superficie real de la pieza (fig. 21) se indicaron las superficies que estaban afectadas por uno o varios factores de corrección, señalando también una que no estaba afectada por la influencia de esquinas ni superficies curvadas y en la que el flujo de calor podía considerarse realmente como unidireccional, zona D.

Este motivo indujo a considerar la situación de la red de flujo térmico en esta zona D de la pieza, aunque quedaba sin definir en qué lugar exacto de la misma. A este respecto se eligió la sección transversal central de esta zona cuya anchura es de 5 cm. por corresponder aproximadamente a la anchura media de la sección trapezoidal transversal recta, (fig. 22).

Así pues, la red de flujo térmico queda definitivamente situada dentro de la sección transversal central de la pieza y en una franja de ella de 5 cm. de longitud y espesor unidad, en la que, durante el proceso de solidificación y enfriamiento, el calor está fluyendo paralela y unidireccionalmente.

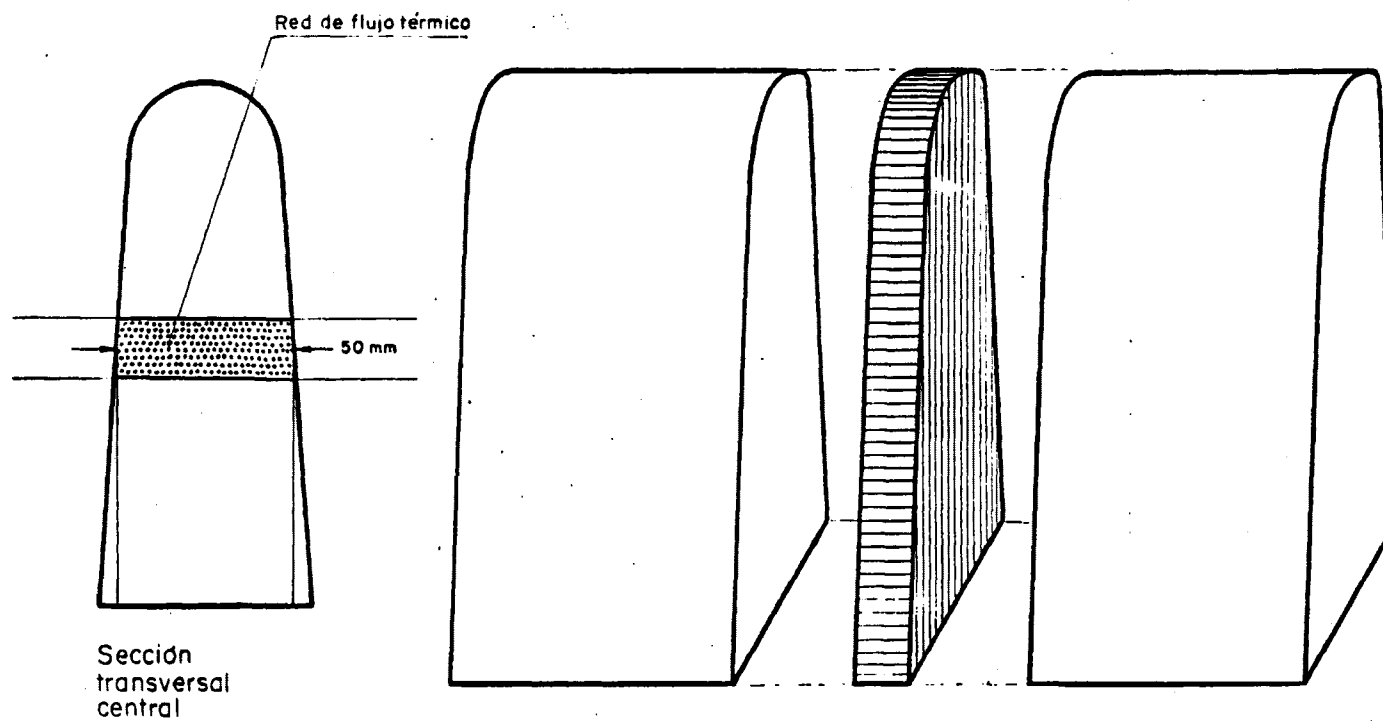


Fig. 22. Situación de la red de flujo térmico en la pieza.

IV.4.2. DIVISION Y DISTRIBUCION DE LA RED DE FLUJO TERMICO EN EL METAL Y MOLDE.

Una vez establecida la situación exacta de la red de flujo térmico en la pieza, se procede a definir su división en unidades térmicas o elementos de longitud y anchura Δx y espesor unidad, sobre las que se deberán realizar los correspondientes balances caloríficos estacionarios en cada intervalo de tiempo Δt .

El módulo elegido para el metal fue de valor $M_{MET} = 3$, por lo que el cálculo de las temperaturas alcanzadas en cada elemento de la red de flujo térmico de dicho metal cuando ha transcurrido un Δt , se realizará por el método de promedios, el cual está definido por la expresión general:

$$\theta'_i = \frac{\theta_{i-1} + \theta_i + \theta_{i+1}}{M_{MET}} \quad (i = 2 \dots \frac{L_{MET}}{\Delta x} - 1) \quad (IV-4)$$

donde:

$$M_{MET} = \frac{\Delta x^2}{\alpha_{MET} \Delta t} \quad (IV-5)$$

La división y distribución de la red de flujo térmico en elementos, está condicionada geoméricamente, por la propia longitud total de la franja de metal bajo estudio (L_{MET}) y físicamente, por la posibilidad de que los puntos de referencia de cada elemento de la red, situados en su punto central, representen la imagen térmica de todo el elemento.

Por otra parte, según la fórmula (IV-5), una vez fijado en tres el valor del módulo en el metal, el número de elementos en que se divida la red y en definitiva el valor de la longitud (Δx) de estos elementos, definirán el valor del intervalo de tiempo (Δt) en el cual se consideran válidas las condiciones estacionarias; y precisamente, para que el proceso matemático de balances caloríficos iterativos refleje,

lo más fielmente posible, el proceso físico real de solidificación y enfriamiento únicamente estacionario en infinitésimos de tiempo, la longitud de los elementos en que se divida la red de flujo térmico del metal y con ella el intervalo de tiempo Δt , deberán ser todo lo pequeños que permita el método operativo elegido.

Afortunadamente, todas las diversas condiciones impuestas al número de elementos en que tiene que dividirse la red, coinciden en que dicho número sea el mayor posible para conseguir Δx e Δt pequeños.

Físicamente es obvio que, además de alcanzarse de esta forma las condiciones más próximas a las del estado estacionario, cuanto mayor sea el número de elementos en que se divida la longitud de la red de flujo térmico que representa la franja de metal bajo estudio y por consiguiente menor su Δx , tanto mayor será la seguridad de que el punto de referencia del elemento sea la imagen térmica real del conjunto de dicho elemento. Dado pues, que la única restricción que existe para el empleo de un número elevado de elementos de la red es la impuesta por el propio método operativo, en este trabajo se adoptó resolver el problema por cálculo programado en ordenador.

Una vez establecido el proceso de cálculo y reflejado en el correspondiente ordinograma que presentaremos más adelante, apartado IV.4.6., se efectuaron varias pruebas con diferentes divisiones de red de flujo térmico, observándose, como era previsible físicamente, un aumento creciente en exactitud al elevar el número de elementos presentes en la red.

Según esto se admitió como válida una división de la red de flujo térmico y en definitiva de la franja de metal bajo estudio en 101 elementos, ya que, divisiones mayores aumentaban muy poco la precisión del cálculo y alargaban des-

mesuradamente (en progresión geométrica) el tiempo de procesamiento y cálculo empleado por el ordenador. La justificación de un valor tan singular como 101 en vez de, por ejemplo, 100, no es por supuesto, una pretensión de aumento de exactitud por la introducción de un elemento más en la red, sino una necesidad impuesta por la propia información exigida al proceso. Evidentemente, si uno de los objetivos fundamentales perseguido al aplicar el método de análisis numérico al proceso de solidificación y enfriamiento, era conocer cómo evolucionaban los parámetros en diferentes puntos de la pieza, existe uno que es especialmente importante, su punto central; ésta y no otra es la causa que obliga a considerar una división de la red de flujo térmico con un número impar de elementos.

Por último se considerará la distribución general de la red de flujo térmico en el metal y el molde.

La pared de molde en contacto directo con la franja de metal sometido a estudio, tiene una longitud $L_{MOL}=6$ cm. y la división en elementos de la red de flujo térmico de dicho molde se realizará considerando el mismo Δx definido para la red específica del metal.

De esta forma la distribución general de la red de flujo térmico conjunta metal-molde y la situación de las interfases correspondientes, se indican esquemáticamente en la fig. 23.

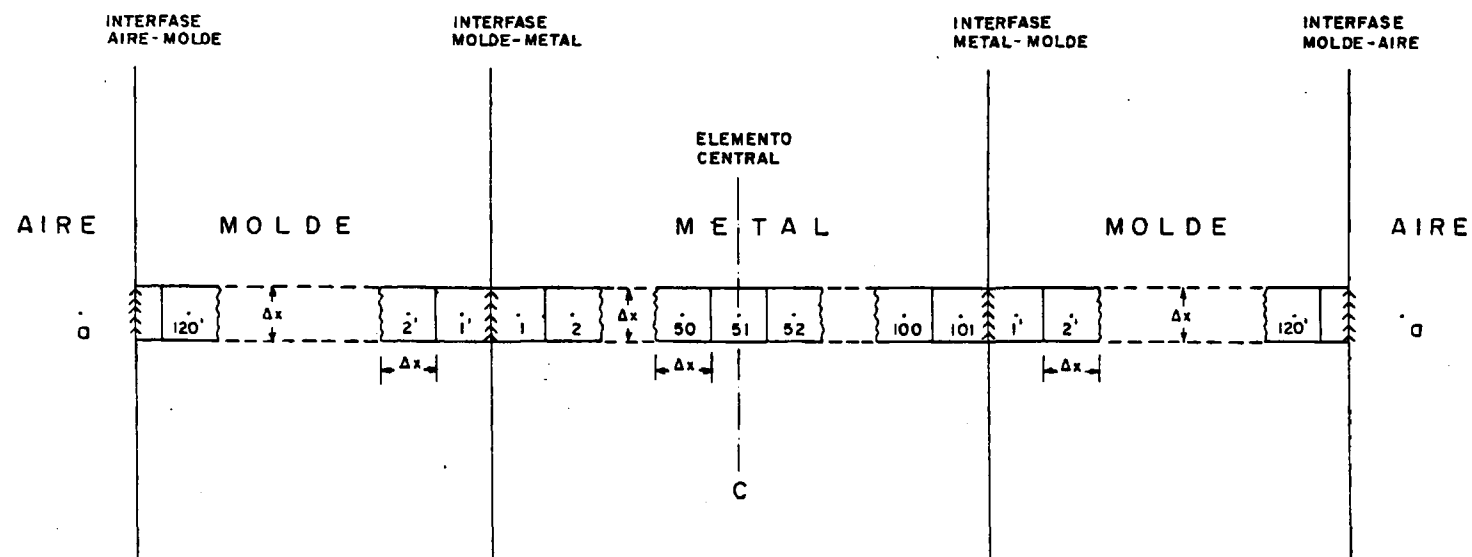


Fig. 23. Red de flujo térmico.

IV.4.3. EXPRESIONES GENERALES EMPLEADAS EN EL CALCULO.

De acuerdo con la Tabla XXI de datos iniciales fijos y comunes a todos los aceros ensayados, se deducirá el valor del intervalo de tiempo Δt para el cálculo de las temperaturas en cada acero, por la fórmula:

$$\Delta t = \frac{(\Delta x)^2}{\alpha_{MET} M_{MET}} \quad (IV-6)$$

T A B L A XXI

Datos Iniciales de los Aceros Ensayados.

D A T O	VALOR	UNIDADES
Longitud de la franja de metal bajo estudio (L_{MET})	5	cm.
Longitud de la franja de molde en contacto con la de metal (L_{MOL})	6	cm.
Número de elementos del metal (divisiones de la red de flujo térmico del metal)	101	
Módulo del metal (M_{MET})	3	
* Longitud del elemento de la red de flujo térmico general metal-molde (Δx)	0,04950	cm.
Coefficiente de superficie molde-aire (h)	0,00033	$\frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg.}}$
Temperatura inicial del metal (θ_C)	1600	$^\circ\text{C}$
Temperatura inicial del molde (θ_O)	20	$^\circ\text{C}$
Temperatura ambiente (θ_{amb})	20	$^\circ\text{C}$

* Longitud del elemento $\Delta x = \frac{\text{Longitud de la franja de metal}}{\text{Número de elementos en que está dividida}}$
 $\Delta x = \frac{5}{101} = 0,04950 \text{ cm.}$

Los valores de los factores promedios que afectan al cálculo de la temperatura de los elementos del metal en cada intervalo de tiempo Δt , serán iguales a $\frac{1}{3}$ ya que, según la fórmula general (IV-5) :

$$\theta'_i = \frac{1}{3} \theta_{i-1} + \frac{1}{3} \theta_i + \frac{1}{3} \theta_{i+1} \quad (\text{IV-7})$$

$$i = (2 \dots\dots 100)$$

$$\theta'_i = F_{i-1, i} \theta_{i-1} + F_{i, i} \theta_i + F_{i+1, i} \theta_{i+1} \quad (\text{IV-8})$$

De donde los factores promedios son:

$$F_{i-1, i} = F_{i, i} = F_{i+1, i} = \frac{1}{3} \quad (\text{IV-9})$$

y se cumple que: $\sum F = 1$.

Aunque estos factores promedios son iguales para todos los elementos del metal excepto para los interfases, es decir desde $i = 2 \dots 100$; cuando, como en nuestro caso, la longitud total de pared de molde en contacto con el metal es igual para ambos lados de la pieza, el cálculo únicamente se realizará hasta el elemento central $i = 51$ ya que, las temperaturas de los elementos siguientes serán iguales que las de sus simétricos respecto al central; es decir, que en la red de flujo térmico establecida en el metal se verifica que:

$$\theta'_{51+n} = \theta'_{51-n} \quad (\text{IV-10})$$

Como la longitud de los elementos en que se divide la red de flujo térmico general del metal y molde es igual para ambos ($\Delta x = 0,0495 \text{ cm}$), se obtendrá según la propia definición del módulo, distinto valor de éste para cada material y solo para el de mayor difusividad de temperatura (metal) podremos emplear el método de promedios, ya que para el de menor difusividad (molde) se deberá emplear el método ponderal. Obteniendo el módulo del molde por la fórmula:

$$M_{\text{MOL}} = \frac{(\Delta x)^2}{\alpha_{\text{MOL}} \Delta t} \quad (\text{IV-11})$$

$$M_{\text{MOL}} \geq 2$$

Las expresiones de los factores ponderales empleados en el cálculo de las temperaturas alcanzadas, durante cada Δt , en los elementos del molde que no sean de interfase con el metal ni con el aire, se deducen de la forma siguiente, a partir de la fórmula general:

$$\theta_{i'} = \left(\frac{1}{M_{\text{MOL}}} \right) \theta_{i'-1} + \left(\frac{M_{\text{MOL}}-2}{M_{\text{MOL}}} \right) \theta_{i'} + \left(\frac{1}{M_{\text{MOL}}} \right) \theta_{i'+1} \quad (\text{IV-12})$$

$$(i' = 2' \dots 120')$$

La cual se puede escribir como:

$$\theta_{i'} = F_{i'-1,i'} \theta_{i'-1} + F_{i',i'} \theta_{i'} + F_{i'+1,i'} \theta_{i'+1} \quad (\text{IV-13})$$

$$(i' = 2' \dots 120')$$

De donde los factores ponderales $F_{i'-1,i'}$, $F_{i',i'}$ y $F_{i'+1,i'}$ se definirán por las expresiones:

$$F_{i'-1,i'} = \frac{1}{M_{\text{MOL}}} \quad (\text{IV-14})$$

$$F_{i',i'} = \frac{M_{\text{MOL}}-2}{M_{\text{MOL}}} \quad (\text{IV-15})$$

$$F_{i'+1,i'} = \frac{1}{M_{\text{MOL}}} \quad (\text{IV-16})$$

En los factores ponderales de igual forma que para los promedios se verifica que: $\Sigma F = 1$.

Conocidos ya los factores que afectan al cálculo de las temperaturas en los elementos interiores del metal y molde, se procederá ahora a encontrar las fórmulas que se emplearán para calcular los factores de los elementos que forman interfase. Para ello, se considerarán individual y separadamente las interfases aire-molde y metal-molde.

1) Interfase aire-molde.

Tal como se indicó en la Tabla XXI, la temperatura del medio circundante (aire) era de 20°C, para la transmisión de calor entre el material del molde y la atmósfera se ha considerado un coeficiente de superficie $h=0,00033 \frac{\text{cal}}{\text{cm}^2 \text{ } ^\circ\text{C seg}}$

De esta forma, el valor del módulo N de superficie queda definido por la expresión:

$$N = \frac{h \Delta x}{K_{\text{MOL}}} \quad (\text{IV-17})$$

Los factores ponderales que afectan al elemento del molde que es interfase con el aire ($i' = 121'$) se calcularán según:

$$\theta_{121'} = \frac{2 N}{M_{\text{MOL}}} \theta_a + (1 - \frac{2N+2}{M_{\text{MOL}}}) \theta_{121'} + \frac{2}{M_{\text{MOL}}} \theta_{120'} \quad (\text{IV-18})$$

Donde como se ve en la fig. 23, el subíndice a significa el punto de referencia del medio circundante y por tanto: $\theta_a = 20^\circ\text{C}$.

La expresión anterior puede escribirse también como:

$$\theta_{121'} = F_{a,121'} \theta_a + F_{121',121'} \theta_{121'} + F_{120',121'} \theta_{120'} \quad (\text{IV-19})$$

Donde los factores ponderales estarán definidos por:

$$F_{a,121'} = \frac{2 N}{M_{MOL}} \quad (IV-20)$$

$$F_{121',121'} = 1 - \frac{2 N + 2}{M_{MOL}} \quad (IV-21)$$

$$F_{120',121'} = \frac{2}{M_{MOL}} \quad (IV-22)$$

ii) Interfase metal-molde.

Para la interfase metal-molde es necesario considerar dos elementos uno, el elemento interfase lado-metal y otro el elemento interfase lado-molde; pero debido a que, como señalábamos anteriormente, únicamente se considera, a efectos de cálculo, una mitad de la franja de metal, pues la otra es simétrica respecto al centro, existirá solo una interfase metal-molde y los elementos interesados dentro de ella, según la división y distribución de la red de flujo térmico general empleada en este estudio y representada en la fig. 23, son aquellos definidos por los puntos de referencia 1 y 1'.

En el estudio de la interfase metal-molde, se ha considerado, en base a lo expuesto en el Capítulo II, un contacto perfecto que supone la inexistencia de una barrera de resistencia térmica para la transmisión de calor entre ambos medios.

De esta forma, los factores ponderales que afectan al elemento 1 (interfase lado-metal), se calculan mediante las siguientes expresiones, deducidas en el apartado II.3.

$$\theta_1' = \frac{X_{MET}}{M_{MET}} \theta_1 + \left(1 - \frac{X_{MET} + 1}{M_{MET}}\right) \theta_1 + \frac{1}{M_{MET}} \theta_2 \quad (IV-23)$$

Donde $X_{MET} = \frac{K_{MOL}}{K_{MET} + K_{MOL}}$ (IV-24)

Escribiendo la ecuación (IV-23) como:

$$\theta_1' = F_{1,1} \theta_{1'} + F_{1,1} \theta_1 + F_{2,1} \theta_2 \quad (IV-24)$$

Los factores ponderales del elemento 1 quedan definidos por las expresiones:

$$F_{1',1} = \frac{X_{MET}}{M_{MET}} \quad (IV-25)$$

$$F_{1,1} = 1 - \frac{X_{MET}+1}{M_{MET}} \quad (IV-26)$$

$$F_{2,1} = \frac{1}{M_{MET}} \quad (IV-27)$$

Para el elemento 1' (interfase lado-molde), los factores ponderales se deducen de forma similar según las expresiones:

$$\theta_1' = \frac{X_{MOL}}{M_{MOL}} \theta_1 + (1 - \frac{X_{MOL}+1}{M_{MOL}}) \theta_{1'} + \frac{1}{M_{MOL}} \theta_2 \quad (IV-28)$$

Donde: $X_{MOL} = \frac{K_{MET}}{K_{MOL} + K_{MET}}$ (IV-29)

Escribiendo la ecuación anterior (IV-28) como:

$$\theta_1' = F_{1,1'} \theta_1 + F_{1',1'} \theta_{1'} + F_{2',1'} \theta_2 \quad (IV-30)$$

Los factores ponderales del elemento 1' quedan definidos por las expresiones:

$$F_{1,1'} = \frac{X_{MOL}}{M_{MOL}} \quad (IV-31)$$

$$F_{1',1'} = 1 - \frac{X_{MOL}+1}{M_{MOL}} \quad (IV-32)$$

$$F_{2',1'} = \frac{1}{M_{MOL}} \quad (IV-33)$$

IV.4.4. VARIACION DE COEFICIENTES EN FUNCION DE LA TEMPERATURA.

En el Capítulo II se señaló, que la hipótesis de constancia de los valores de las propiedades termofísicas con la temperatura, considerada como válida en el cálculo de parámetros de solidificación por la teoría de transmisión de calor, debía ser revisada cuando se quisieran estudiar los problemas de enfriamiento en estado sólido hasta temperaturas fuera de las zonas de transformación en dicho estado, que en este trabajo se prefija en 500°C para todos los aceros ensayados.

Una vez determinadas cuantitativamente en el Capítulo III las variaciones de las propiedades termofísicas con la temperatura para cada acero y material de molde, se ha analizado su influencia sobre los módulos adimensionales y factores promedios y ponderales empleados en el cálculo para definir unos intervalos de temperaturas en el metal y molde en los que la adopción de valores medios de las propiedades termofísicas no introduzca errores apreciables en el cálculo de los parámetros de solidificación y enfriamiento a la vez que permita la viabilidad operativa propia del método.

De esta forma, los módulos y factores no serán invariables a lo largo de todo el proceso de solidificación, enfriamiento y función únicamente del punto sobre el que se realiza el balance calorífico, sino que variarán discontinuamente en intervalos finitos de temperatura a lo largo de todo el proceso y en cada punto de la red de flujo térmico general de la pieza y molde.

Los intervalos de temperatura considerados para cada acero y el material del molde, figuran en las Tablas XXII a XXX, junto con los valores de la conductividad térmica, calor específico, densidad y difusividad de temperatura medios y fijos para sus respectivos intervalos.

Dichos valores han sido obtenidos directamente, o por extrapolación, de los representados en las Tablas de variación de propiedades termofísicas en función de la temperatura dados en el Capítulo III. La difusividad de temperatura α se calcula para cada intervalo según la conocida fórmula

$$\alpha = \frac{K}{\rho c_p}$$

T A B L A XXII.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 40 Mn 5.

Intervalo de Temperatura	K ($\frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg.}}$)	C ($\frac{\text{cal}}{\text{gr.} \cdot ^\circ\text{C}}$)	ρ ($\frac{\text{gr.}}{\text{cm}^3}$)	α ($\frac{\text{cm}^2}{\text{seg.}}$)
1600-1431	0,077	0,163	7,002	0,0675
1431-1300	0,074	0,157	7,259	0,0649
1300-1100	0,071	0,149	7,420	0,0642
1100-900	0,064	0,142	7,528	0,0599
900-700	0,059	0,138	7,617	0,0561
700-500	0,080	0,176	7,637	0,0595

T A B L A XXIII.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 30 Mn 5.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	a $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
1600-1457	0,079	0,166	7,101	0,0670
1457-1300	0,076	0,158	7,289	0,0660
1300-1100	0,072	0,151	7,430	0,0642
1100-900	0,066	0,143	7,539	0,0612
900-700	0,061	0,137	7,628	0,0584
700-500	0,081	0,180	7,648	0,0588

T A B L A XXIV.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 22 Mn 5.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	a $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
1600-1471	0,081	0,168	7,148	0,0674
1471-1300	0,078	0,159	7,307	0,0671
1300-1100	0,073	0,151	7,437	0,0650
1100-900	0,068	0,144	7,545	0,0626
900-700	0,063	0,136	7,635	0,0607
700-500	0,084	0,181	7,654	0,0606

T A B L A XXV.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 18 Mn 5.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm}^{\circ}\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^{\circ}\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	α $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
1600-1477	0,084	0,169	7,165	0,0694
1477-1300	0,081	0,160	7,310	0,0692
1300-1100	0,075	0,153	7,448	0,0658
1100-900	0,071	0,146	7,548	0,0644
900-700	0,068	0,137	7,638	0,0650
700-500	0,089	0,182	7,657	0,0639

T A B L A XXVI.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 42 Cr Mo 4.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm}^{\circ}\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^{\circ}\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	α $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
1600-1405	0,0785	0,162	6,974	0,0695
1405-1300	0,076	0,156	7,253	0,0672
1300-1100	0,072	0,151	7,420	0,0643
1100-900	0,066	0,143	7,518	0,0614
900-700	0,063	0,136	7,606	0,0609
700-500	0,080	0,180	7,629	0,0582

T A B L A XXVII.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 34 Cr Mo 4.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	α $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
1600-1423	0,0795	0,166	7,058	0,0678
1423-1300	0,077	0,158	7,276	0,0670
1300-1100	0,072	0,153	7,434	0,0633
1100-900	0,067	0,144	7,532	0,0618
900-700	0,063	0,138	7,621	0,0599
700-500	0,081	0,180	7,644	0,0589

T A B L A XXVIII.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 25 Cr Mo 4.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	α $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
1600-1450	0,084	0,169	7,104	0,0700
1450-1300	0,080	0,160	7,298	0,0685
1300-1100	0,075	0,154	7,441	0,0654
1100-900	0,069	0,145	7,540	0,0631
900-700	0,065	0,138	7,633	0,0617
700-500	0,084	0,183	7,652	0,0600

T A B L A XXIX.

Valores de los parámetros termofísicos en los intervalos de temperatura considerados para el cálculo de la solidificación y enfriamiento del acero AM 18 Cr Mo 4.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	α $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
1600-1460	0,086	0,170	7,159	0,0707
1460-1300	0,082	0,161	7,305	0,0697
1300-1100	0,078	0,156	7,447	0,0671
1100-900	0,071	0,145	7,549	0,0649
900-700	0,068	0,137	7,642	0,0649
700-500	0,087	0,184	7,660	0,0617

T A B L A XXX.

Valores de los parámetros termofísicos del molde en los intervalos de temperatura considerados.

Intervalo de Temperatura	K $(\frac{\text{cal}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C} \cdot \text{seg}})$	c $(\frac{\text{cal}}{\text{gr} \cdot ^\circ\text{C}})$	ρ $(\frac{\text{gr}}{\text{cm}^3})$	α $(\frac{\text{cm}^2}{\text{seg}})$
20-100	0,0020	0,195	1,513	0,00678
100-300	0,0017	0,223	1,477	0,00516
300-500	0,0015	0,257	1,458	0,00400
500-700	0,0015	0,262	1,418	0,00404
700-900	0,0018	0,270	1,381	0,00483
900-1100	0,0021	0,276	1,310	0,00581
1100-1300	0,0027	0,282	1,223	0,00783
1300-1500	0,0032	0,289	1,135	0,00975

Durante el proceso de solidificación y enfriamiento, las temperaturas de cada uno de los elementos del metal son descendentes, en cada Δt considerado, desde la temperatura de colada (1600°C), mientras que, simultáneamente, cada elemento del molde aumenta su temperatura desde la inicial (20°C), en el mismo Δt , hasta un instante determinado del proceso de enfriamiento en el cual comienzan a descender junto con las del metal.

De esta forma, cada vez que la temperatura de un elemento interior del molde (no interfase) alcance las temperaturas de los límites superiores (en calentamiento) o inferiores (en enfriamiento) de los intervalos fijados, variará el valor de la difusividad de temperatura en él y como consecuencia, el valor del módulo del molde en dicho elemento, dado por la fórmula (IV-II).

Con esta variación del módulo de un elemento interior del molde, cambiarán también los tres factores ponderales que le afectan, definidos en (IV-14) a (IV-16) y de esta forma, los cálculos de la temperatura de dicho elemento un Δt después se efectuará con los nuevos factores ponderales obtenidos para el correspondiente intervalo de temperaturas.

Sin embargo, si es un elemento interior o interfase del metal el que durante el proceso de enfriamiento alcanza el límite inferior de temperatura de un intervalo, se producirá también un cambio en el valor de su difusividad de temperatura, pero con él no variará el módulo de dicho elemento sino los factores ponderales y módulos que afectan en ese momento a cada uno de los elementos del molde.

La explicación es clara si se recuerda que el módulo del metal (M_{MET}) tiene un valor que es fijo y preestablecido igual a tres para todo el proceso y que Δx también lo es, por lo que la variación de la difusividad de temperatura del metal (α_{MET}) afectará únicamente al valor del inter

valo de tiempo (Δt) como se deduce directamente de la fórmula (IV-6). Pero al variar el intervalo de tiempo (Δt) por efecto del cambio de difusividad de temperatura en un elemento del metal, variarán con él los módulos de cada elemento del molde, que deberán recalcularse de acuerdo al nuevo Δt y por consiguiente todos los factores ponderales correspondientes a los elementos interiores del molde y a los interfase metal-molde.

Resumiendo se puede decir, que cuando existe un cambio de difusividad de temperatura en un elemento interior del molde, éste solo afectará localmente a dicho elemento debido directamente a la variación de su módulo; pero cuando el cambio de difusividad de temperatura se produce en un elemento del metal, éste afectará a todos los elementos interiores del molde y a los de la interfase metal-molde a través, en este caso, no del módulo del metal, que es fijo, sino del intervalo de tiempo Δt general del proceso.

Finalmente añadiremos que cuando es el elemento interfase lado-molde el que, durante el calentamiento o enfriamiento, alcanza las correspondientes temperaturas límites de los intervalos definidos, la variación de su difusividad de temperatura afectará a los dos elementos de la interfase, es decir al propio elemento lado-molde y al elemento lado-metal. Efectivamente, la variación de la difusividad de temperatura del elemento interfase lado-molde modificará en principio el valor de su módulo local (del propio elemento) lo cual justifica ya un cambio en los valores de sus tres factores ponderales, fórmulas (IV-31) a (IV-33); pero en el estudio de la interfase no se considera solo la variación de la difusividad de temperatura, sino también la de conductividad térmica (K_{MOL}), la cual introducirá una modificación en los valores de X_{MOL} y X_{MET} que produce un cambio adicional en los factores ponderales del elemento interfase del molde, afectados por la variación de M_{MOL} y X_{MOL} y un cambio específico en dos de los tres factores ponderales del elemento interfase lado-metal $F_{1,1}$ y $F_{1,1}$, definidos en (IV-25) y (IV-26), afectados

únicamente por la variación de X_{MET} producida por la modificación de la conductividad térmica del elemento interfase del molde.

IV.4.5. INTRODUCCION DEL CALOR LATENTE DE SOLIDIFICACION.

En el estudio del proceso de solidificación de metales y aleaciones, la evolución del calor latente tiene una importancia muy especial en el cálculo de los parámetros de solidificación.

En el apartado II.4. se indicó que la introducción del calor latente de solidificación para el cálculo de parámetros por el método numérico de Dusenberre, se realizaría mediante un artificio matemático sugerido por Eyres y basado en la definición de una magnitud física, constante para cada acero, $\lambda = \frac{L}{c}$, que representa el cambio de temperatura producido en el metal por la autoabsorción del calor latente liberado por él mismo durante su solidificación.

La Tabla XXXI representa los valores de λ para los ocho aceros ensayados.

T A B L A XXXI.

Valores de λ y temperatura de introducción del calor latente de solidificación θ_m .

A C E R O	λ (°C)	θ_m
AM 40 Mn 5	399,0	1460
AM 30 Mn 5	392,4	1480
AM 22 Mn 5	387,9	1490
AM 18 Mn 5	386,1	1495
AM 42 Cr Mo 4	403,3	1440
AM 34 Cr Mo 4	392,3	1450
AM 25 Cr Mo 4	386,5	1470
AM 18 Cr Mo 4	380,7	1483

Teniendo en cuenta que los intervalos de solidificación de los aceros empleados en este estudio son muy pequeños ($\leq 60^{\circ}\text{C}$), el procedimiento seguido para la introducción del calor latente se ha fundamentado en el establecimiento de las temperaturas medias entre la temperatura de líquidus y solidus del intervalo de solidificación de cada acero, columna tercera de la Tabla XXXI, sobre las cuales se supone que el calor latente se libera de forma continua en cada elemento de la red de flujo térmico, definida sobre la franja del acero bajo estudio, cuando su temperatura (θ_i) ha descendido por debajo de la temperatura media del intervalo de solidificación (θ_m), preestablecida para la introducción del calor latente de solidificación.

El mecanismo iterativo de cálculo empleado para efectuar la introducción del calor latente, está basado, como se describió en el apartado II.4., en la corrección de los grados en defecto ($\theta_m - \theta_i$) que tiene un elemento de la red de flujo térmico del metal, después de transcurrido un Δt , por adición en él, del correspondiente número de grados que, sustraídos de la cantidad total λ , son necesarios para mantener la temperatura del elemento considerado (θ_i) igual a la media preestablecida (θ_m). Estas correcciones se efectúan hasta que la cantidad λ está totalmente agotada a causa de las sucesivas sustracciones de las pequeñas cantidades ($\theta_m - \theta_i$) efectuadas sobre ella, para que al adicionarlas a las correspondientes temperaturas alcanzadas por el elemento (θ_i), después de cada balance (Δt), se mantenga la igualdad $\theta_m = \theta_i$.

Según la división de la red de flujo térmico, en 101 elementos, adoptada en este trabajo, la introducción de la cantidad λ deberá efectuarse en los 51 elementos que corresponden a la mitad de la pieza, es decir, desde el elemento interfase lado-metal hasta el central ambos incluidos.

Una vez efectuada la introducción del calor latente de solidificación en el elemento central de la pieza, el proceso de enfriamiento se desarrollará siguiendo las leyes de transmisión de calor, representadas por las ecuaciones de flujo de calor en régimen estacionario, sin alteración alguna por cambios de estado.

IV.4.6. PROCESO DE CALCULO. ORDINOGRAMA.

El estudio de la solidificación y enfriamiento realizado sobre los ocho aceros ensayados de las series Cr-Mo y C-Mn, mediante la aplicación de un modelo matemático de incrementos finitos, se ha llevado a cabo en un equipo de DATA GENERAL CORPORATION, modelo NOVA 2 de 32 K de capacidad de memoria, dos unidades de disco de 2,5 Mb cada una, unidad de coma flotante, reloj de tiempo real, conversor analógico digital y periféricos I/O.

El programa de cálculo elaborado para este estudio queda representado en el ordinograma de la Fig. 24, en el que se indican las equivalencias de todos sus símbolos.

Con objeto de facilitar la comprensión general del proceso de cálculo, dicho ordinograma ha sido desglosado en bloques que recopilan las partes específicas del programa señaladas a continuación.

BLOQUE .A.

- Entrada de datos generales para todas las solidificaciones estudiadas.
- Entrada de datos específicos de cada acero ensayado.
- Puesta de los controles a sus valores iniciales.
- Asignación a los coeficientes y parámetros termofísicos de sus valores iniciales.

BLOQUE B.

- Asignación de los valores iniciales a los factores ponderales que intervienen en el cálculo de las temperaturas:

$$TN(I) = C(I,1) * T(I-1) + C(I,2) * T(I) + T(I) + C(I,3) * T(I+1)$$

BLOQUE C.

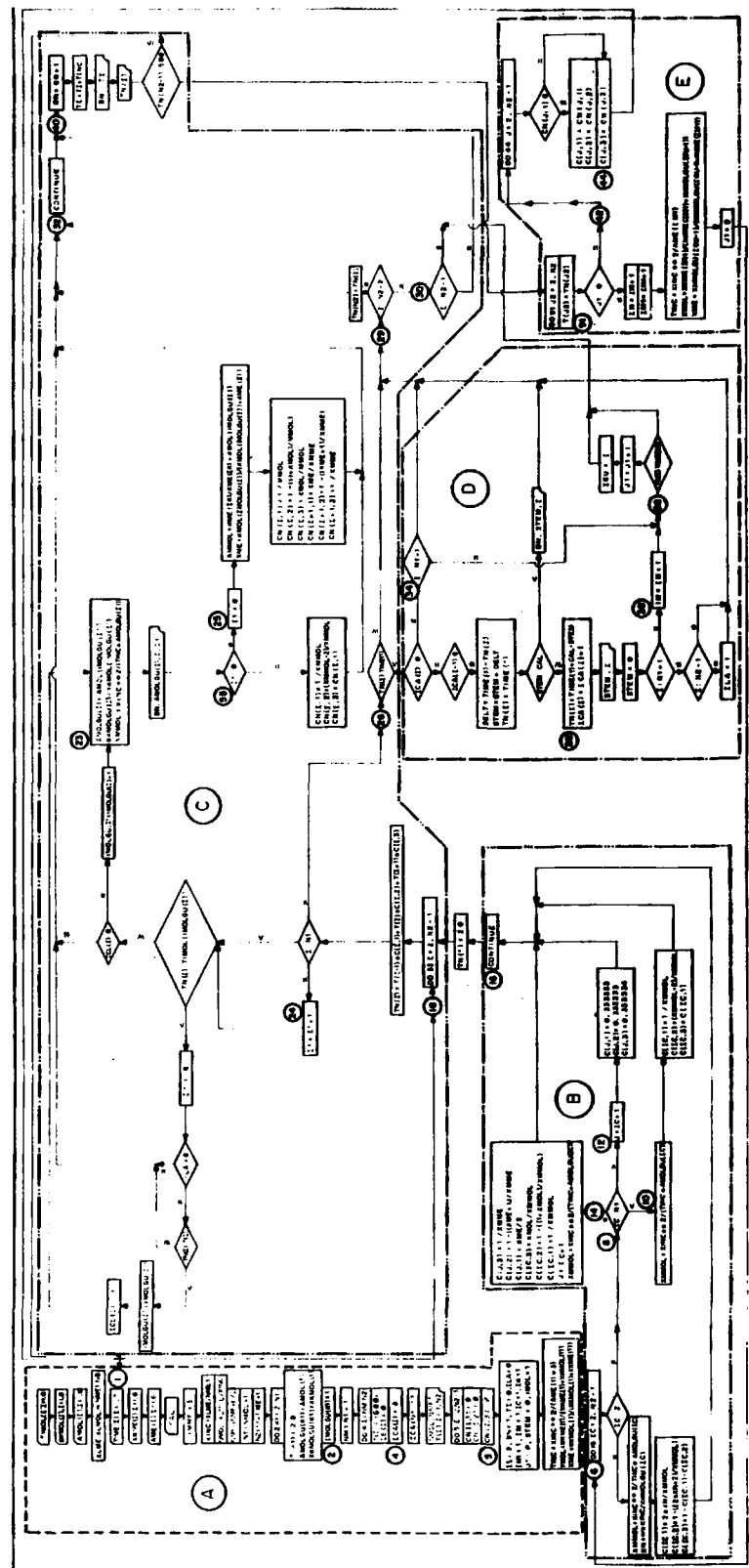
- Cálculo de la nueva temperatura de cada elemento en el intervalo de tiempo correspondiente.
- Cambio de coeficientes del metal y molde en función de la temperatura alcanzada en el elemento.
- Generación de nuevos factores ponderales $CN(I,J)$, para usar en el nuevo balance, calculando con ellos las temperaturas.

BLOQUE D.

- Introducción del calor latente en el elemento correspondiente.
- Controles para la introducción del calor latente.

BLOQUE E.

- Cambio de los factores ponderales $C(I,J)$ por los $CN(I,J)$, generados en el Bloque C.
- Cambio del intervalo de tiempo, coeficientes y parámetros termofísicos del molde y metal y módulos del molde.
- Asignación de nuevas temperaturas al metal y molde para efectuar las correspondientes comparaciones.



SIGNIFICADO DE LOS SIMBOLOS EMPLEADOS EN EL ORDINOGRAMA.

T I MOL (I)	- Intervalos de temperaturas en el molde.
X K MOL (I)	- Conductividades térmicas del molde.
A MOL (I)	- Difusividades de temperatura del molde.
X L ME	- Longitud de la red de flujo térmico del metal.
X L MOL	- Longitud de la red de flujo térmico del molde.
H	- Coeficiente de superficie interfase aire-molde.
N ME 1	- Número de elementos en que se divide la red de flujo térmico del metal.
NB	- Secuencia de escritura para los balances.
TIME (I)	- Intervalos de temperaturas en el metal.
X K ME (I)	- Conductividades térmicas del metal.
A ME (I)	- Difusividades de temperatura del metal.
CAL	- Parámetro λ de introducción del calor latente
X M ME	- Módulo del metal.

- X M MOL - Módulo del molde.
- X INC - Longitud y altura de un elemento de la red de flujo térmico (Δx).
- N MOL - Número de elementos en que se divide la red de flujo térmico del molde.
- N ME - Número de elementos del metal, considerados para el cálculo.
- N 1 - Número correspondiente al elemento lado molde de la interfase metal-molde.
- N 2 - Número total de elementos considerados en el cálculo.
- A MOL (GU) - Vector para guardar el valor de la difusividad de temperatura correspondiente a cada uno de los elementos de la red de flujo térmico del molde.
- X K MOL (GU) - Vector para guardar el valor de la conductividad térmica correspondiente a cada uno de los elementos de la red de flujo térmico del molde.
- I MOL (GU) - Índice que se asigna a cada uno de los elementos del molde para variar temperaturas.
- C (I, J) - Factores ponderales para el cálculo de la temperatura del elemento I; J puede variar de 1 a 3. J = 1, elemento (I-1); J = 2, elemento I; J = 3, elemento I + 1.
- CN (I, J) - Coeficiente con el mismo significado que el anterior, que ha sido generado debido a cierta variación que ha aparecido sin terminar el balance e inmediatamente antes de comenzar el nuevo balance, se identifica al C (I, J).

B N	- Número de balance.
TINC	- Incremento de tiempo entre dos balances consecutivos.
X MOL	- Módulo de conductividades térmicas del molde en la interfase metal-molde.
X ME	- Módulo de conductividades térmicas del metal en la interfase metal-molde.
X N	- Módulo de superficie para la interfase molde-aire.
I C L (I)	- Índice para el control de la introducción del calor latente. Inicialmente todos a cero y al introducir el calor latente en un elemento se pone a uno.
STEM	- Cantidad total de λ introducido en un elemento considerado, acumulado hasta dicho balance.
T (I)	- Temperatura del elemento I en el balance anterior.
T N (I)	- Temperatura del elemento I en el balance considerado.
DELT	- Cantidades parciales de λ introducidas en un elemento y en cada balance.
ILA, IM1, IM, IC, J1	- Índices de control.

IV.4.7. PARAMETROS DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO.

La gran cantidad de información obtenida sobre la solidificación y enfriamiento de aceros por el método numérico empleado, ha hecho imprescindible el establecimiento de una detenida y minuciosa preselección con el fin de extraer de ella únicamente aquellos resultados de aplicación directa en el desarrollo de la línea general de este trabajo.

El anexo nº1 de este trabajo recoge una breve descripción de las posibilidades del proceso de cálculo elegido y de las limitaciones que sobre él impone el propio equipo empleado. Igualmente se muestran, en dicho anexo, las partes seleccionadas de la información escrita ofrecida por el ordenador de donde se obtienen los parámetros de solidificación y enfriamiento de cada acero.

Debido a que el objeto principal al abordar el estudio del enfriamiento desde el estado líquido en este trabajo iba dirigido, en último extremo, a conocer con cierta profundidad la influencia específica que el proceso de solidificación en molde y posterior enfriamiento hasta temperaturas fuera del campo de transformación en estado sólido tienen sobre la microestructura inicial de un acero y sobre aquellas que pueden ser generadas por tratamientos térmicos, los parámetros fundamentales empleados serán los tiempos y velocidades de solidificación y enfriamiento.

La Tabla XXXII, representa los valores calculados de los tiempos y velocidades medias de solidificación obtenidos a diferentes distancias, desde la interfase metal molde al centro, en una zona de la sección transversal de las piezas de los ocho aceros ensayados, representada anteriormente en la Fig. 22.

Los tiempos de solidificación T_s son resultados obtenidos directamente del proceso de cálculo y las velocidades medias se calculan por la fórmula:

$$V_s = \frac{\theta_c - \theta_{sm}}{T_s} \quad (\text{IV-34})$$

donde, θ_c representa la temperatura de colada y θ_{sm} la temperatura de solidus. De esta forma V_s significa una velocidad media desde la temperatura de colada hasta la de final del intervalo de solidificación.

De los resultados señalados en la Tabla XXXII se desprenden importantes conclusiones que tendrán en el próximo capítulo su confirmación experimental por análisis metalográfico.

Aún para la solidificación de piezas de pequeñas dimensiones, como las empleadas en este estudio, se encuentran grandes diferencias entre los valores que adquieren los parámetros de solidificación en diferentes puntos de su sección. A este respecto, son evidentes las disminuciones experimentadas por la velocidad media de solidificación desde la interfase metal-molde hasta el punto central de las piezas, situado a 2,5 cm. de ella, para todos los aceros ensayados.

No obstante y aunque esta disminución de la velocidad media de solidificación se produce de forma continua desde la interfase al centro, existe una zona comprendida hasta 1 cm. ó 1,5 cm. de la interfase, común a todos los aceros ensayados, en la que dicha disminución es muy rápida (elevada pendiente en los puntos del tramo de la curva $V_s = f(d)$ (para $d < 1,5$ cm., donde d representa la distancia a la interfase) para entrar posteriormente en una zona que comprende desde una distancia de la interfase de 1,5 cm. hasta el centro de la pieza ($1,5 < d < 2,5$) en la que esta disminución se hace mucho más lenta e incluso desaparece.

T A B L A XXXII.

Valores calculados de los parámetros de solidificación.

ACEROS	$\theta_c - \theta_{sm}$	Tiempos de solidificación T_s (seg.)					Velocidades medias de solidificación V_s ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)				
		en Interfase	A 0,5cm.	A 1,0cm.	A 1,5cm.	A 2,5cm (Centro)	en Interfase	A 0,5cm.	A 1,0cm.	A 1,5cm.	A 2,5cm (Centro)
AM40Mn5	169	118,5	277,2	480,9	526,8	534,4	85,6	36,6	21,1	19,2	19,0
AM30Mn5	143	68,3	190,3	345,6	491,2	499,5	125,6	45,1	24,8	17,5	17,2
AM22Mn5	129	34,6	150,7	283,6	448,2	481,2	223,7	51,4	27,3	17,3	16,1
AM18Mn5	123	32,2	145,5	274,4	437,9	474,8	229,2	50,7	26,9	16,8	15,5
AM42CrMo4	195	220,1	440,6	554,3	564,0	570,7	53,2	26,5	21,1	20,7	20,5
AM34CrMo4	177	141,3	303,5	506,3	555,6	562,9	75,2	35,0	21,0	19,1	18,9
AM25CrMo4	150	79,5	200,9	356,3	522,2	530,4	113,2	44,8	25,3	17,2	17,0
AM18CrMo4	140	78,3	213,5	389,3	510,8	518,3	107,3	39,3	21,6	16,4	16,2

Asimismo, la comparación de los valores alcanzados por los parámetros de solidificación en los diferentes aceros de ambas series Cr-Mo y C-Mn nos indican velocidades medias de solidificación mayores para los aceros de contenidos de carbono más bajos, especialmente en las zonas más próximas a la interfase, las cuales tienden a igualarse e incluso a cambiar de sentido en las zonas más céntricas de las piezas solidificadas de los diferentes aceros. La explicación de este efecto es debida fundamentalmente a la mayor conductividad térmica de los aceros de contenidos inferiores de carbono, facilitando así una rápida transmisión de calor en las zonas del metal próximas a la interfase, ayudada a su vez por los altísimos gradientes creados en la propia interfase metal-molde al entrar en contacto el acero líquido (1600°C) con las paredes del molde (20°C)

Por otra parte, al ir disminuyendo paulatinamente estos gradientes, en el transcurso del proceso de solidificación por efecto del calentamiento brusco del molde y su baja conductividad térmica así como por la liberación del calor latente en las zonas próximas a la interfase que se encuentran dentro del intervalo de solidificación en estado pastoso o ya totalmente sólido, las velocidades medias de solidificación de las zonas interiores de la pieza disminuyen extraordinariamente. Disminución que ya no depende únicamente de las pequeñas diferencias de conductividad térmica entre los aceros de mayor y menor contenido de carbono, muy importante en los primeros momentos de la solidificación, sino principalmente de la disminución brusca de gradientes entre los diferentes puntos del metal y entre el metal y molde, así como de la cantidad de calor latente desprendido, superior en los aceros con velocidades de solidificación mayores, es decir de menor % C, que también tiene que ser transmitida hacia el molde y que colabora a disminuir aún más los gradientes en el metal; motivo por el cual las velocidades medias de solidificación en las zonas próximas al centro, son muy similares en todos los aceros e incluso, ligeramente inferiores para los más bajos en contenido de carbono.

La Tabla XXXIII representa los valores calculado de los parámetros de enfriamiento. Debido a consideraciones que se exponen en capítulos posteriores, el estudio del enfriamiento en estado sólido de piezas ya solidificadas en molde de arena, ha sido efectuado usando un parámetro de enfriamiento denominado "tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C" ($\Delta t_{8/5}$), el cual facilitará extraordinariamente el establecimiento de las líneas generales para el estudio de las transformaciones, microestructuras y propiedades mecánicas generadas por tratamientos térmicos posteriores y específicos en estado sólido.

Dicho parámetro se obtiene directamente de los datos producidos por el ordenador, aplicando en cada punto de la sección transversal de la pieza estudiada, la expresión:

$$\Delta t_{8/5} = T_E(500^\circ\text{C}) - T_E(800^\circ\text{C}) \quad (\text{IV-35})$$

donde:

$T_E(500^\circ\text{C})$ = tiempo transcurrido desde el comienzo del enfriamiento a temperatura de colada (θ_c) hasta 500°C.

$T_E(800^\circ\text{C})$ = tiempo transcurrido desde el comienzo del enfriamiento a temperatura de colada (θ_c) hasta 800°C.

Asimismo se han calculado las velocidades medias de enfriamiento entre 800 y 500°C ($V_{E8/5}$) mediante la fórmula:

$$V_{E8/5} = \frac{\Delta \theta_{8/5}}{\Delta t_{8/5}} \quad (\text{IV-36})$$

donde:

$$\Delta \theta_{8/5} = 300^\circ\text{C}$$

T A B L A XXXIII.

Valores calculados de los parámetros de enfriamiento.

ACEROS	Tiempo de enfriamiento hasta 800°C $T_E(800)$ seg		Tiempo de enfriamiento hasta 500°C $T_E(500)$ seg		Tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C $\Delta t_{8/5}$ seg.		Velocidades medias de enfriamiento entre 800 y 500°C $V_{E8/5}$ (°C/min.)	
	Interfase	Centro	Interfasé	Centro	Interfase	Centro	Interfase	Centro
AM40Mn5	3734,5	3778,8	6606,8	6637,5	2872,3	2858,7	6,27	6,29
AM30Mn5	3766,3	3807,1	6664,9	6678,6	2898,6	2871,5	6,21	6,27
AM22Mn5	3752,6	3790,2	6711,8	6738,3	2959,2	2948,0	6,08	6,10
AM18Mn5	3703,7	3737,0	6761,3	6791,7	3057,6	3054,7	5,89	5,89
AM42CrMo4	3627,2	3666,8	6543,5	6566,5	2916,3	2899,7	6,17	6,20
AM34CrMo4	3722,9	3762,3	6649,1	6678,6	2926,2	2916,3	6,15	6,17
AM25CrMo4	3820,6	3856,3	6847,7	6874,3	3027,1	3018,0	5,95	5,96
AM18CrMo4	3770,2	3802,8	6854,8	6884,9	3084,6	3082,1	5,83	5,84

Los valores de los parámetros de enfriamiento señalados en la Tabla XXXIII, ponen de manifiesto una gran aproximación entre los tiempos de enfriamiento en el intervalo 800-500°C ($\Delta t_{8/5}$), calculados para cada acero, en un punto de la pieza cerca de la interfase metal-molde y en el centro de la misma. Esta aproximación es tal, que las pequeñas diferencias que existen entre los valores de $\Delta t_{8/5}$ calculados para la interfase y centro de la pieza de un acero, desaparecen en los correspondientes valores de las velocidades medias de enfriamiento entre 800°C y 500°C ($V_{E8/5}$) para las mismas zonas.

De este hecho se desprende que el importante efecto de masa existente en la pieza durante el proceso específico de solidificación, desaparece totalmente durante el enfriamiento ya en estado sólido correspondiente al intervalo de temperaturas comprendido entre 800°C y 500°C para todos los aceros ensayados y con las dimensiones de pieza empleadas.

No obstante, el concepto relativo propio de los parámetros $\Delta t_{8/5}$ y $V_{E8/5}$, definidos como la diferencia de tiempos de enfriamiento transcurridos entre dos temperaturas determinadas, hace que las conclusiones obtenidas de los valores calculados para dos zonas de la pieza térmicamente extremas (interfase y centro) no evidencien claramente fenómenos importantes que se producen durante el enfriamiento en estado sólido de piezas de acero ya solidificadas en moldes de arena.

Por este motivo, han sido incluidos en la Tabla XXXIII los valores de los tiempos de enfriamiento hasta 800°C y 500°C ($T_E(800)$ y $T_E(500)$) calculados en forma absoluta a partir de un origen de tiempo común, aquel en que la pieza comienza a enfriar desde la temperatura de colada (1600°C).

La comparación de los tiempos de enfriamiento $T_E(800)$ y $T_E(500)$, obtenidos en la interfase y centro de la pieza de cada acero, revelan diferencias muy pequeñas en sus valores para ambas zonas de la pieza, aunque lógicamente dichos tiempos se mantienen ligeramente mayores en el centro que en la interfase (30-40 seg. para $T_E(800)$ y 20-30 seg. para $T_E(500)$).

De este hecho se puede deducir que la transmisión de calor durante el enfriamiento en estado sólido evoluciona disminuyendo progresivamente los gradientes térmicos dentro de la pieza, hasta el punto de alcanzar en el intervalo estudiado (800-500°C), un alto nivel de homogeneización de temperatura en todos los puntos de la misma; lo cual justifica que dicha pieza disminuya su temperatura, por transferencia de calor hacia el molde, como un conjunto, es decir, permaneciendo en un instante determinado del enfriamiento, todos sus puntos a temperaturas tanto más próximas cuanto más bajos sean los niveles de temperaturas alcanzados en el proceso.

A este respecto y a título de ejemplo, señalaremos que para el acero AM30Mn5 y a los 3807,1 seg. de tiempo transcurrido de enfriamiento, el centro de la pieza está a 800°C y la interfase a 795,7°C, arrojando así una diferencia de temperaturas entre ambas zonas de 4,3°C, mientras que a los 6678,6 seg., el centro está a 500°C y la interfase a 497,3°C, habiendo disminuido la diferencia de temperaturas a 2,7°C.

La disminución progresiva de los gradientes térmicos, debida a las cada vez más pequeñas diferencias de temperaturas entre el centro e interfase producidas durante el enfriamiento en estado sólido, tienen su origen fundamental en la gran duración del proceso de enfriamiento (aproximadamente 2 h. hasta alcanzar 500°C), la lenta transmisión de calor en el molde impuesta por su baja conductividad térmica, la elevada temperatura de colada (1600°C) y la alta conductividad térmica del acero que obliga a una transmisión de calor en la pieza encaminada a lograr su equilibrio térmico.

Finalmente, diremos que esta disminución de gradientes en el metal, justifica los resultados que puedan explicarse de forma poco intuitiva, de valores de $\Delta t_{g/5}$ ligeramente menores en el centro de la pieza que en la interfase y el correspondiente aumento, entre ambas zonas, de la veloci-

dad media de enfriamiento entre 800°C y 500°C ($V_{E8/5}$), que si bien son despreciables en valor absoluto y en su posible incidencia sobre las transformaciones microestructurales producidas en estado sólido, como se demostrará en el próximo capítulo, tienen no obstante una clara realidad y justificación física.

V. ESTRUCTURAS GENERADAS DURANTE LA SOLIDIFICACION
Y ENFRIAMIENTO DE ACEROS CR-MN y C-MN EN MOLDE
DE ARENA

V.I. ESTRUCTURAS DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO EN ESTADO SOLIDO.

La solidificación de metales puros, produce normalmente macroestructuras invariablemente columnares, aunque en ocasiones pueda observarse también una zona estrecha de cristales equiaxiales, especialmente cuando la velocidad de solidificación ha sido muy elevada.

La formación de estas estructuras tiene su origen en la nucleación de pequeños cristales de metal en las proximidades de las paredes del molde (interfase), como consecuencia del rapidísimo enfriamiento producido en el metal líquido al entrar en contacto con el molde hasta temperaturas inferiores a su punto de solidificación.

El calor latente de solidificación desprendido en la formación de estos cristales detiene, al menos momentáneamente el enfriamiento del líquido impidiendo así la formación de nuevos cristales en zonas separadas de la interfase metal-molde.

Por otra parte los primeros cristales formados tienen direcciones orientadas al azar y debido a que su posterior crecimiento ocurrirá únicamente según direcciones cristalográficas preferentes ($\{100\}$ para F.C.C. y $\{100\}$ para B.C.C.), no todos estos cristales estarán orientados favorablemente respecto a la dirección de rápido crecimiento que deberá ser la normal a las paredes del molde. De esta forma, el crecimiento de cristales orientados desfavorablemente a dicha dirección impuesta por el propio sentido de los gradientes térmicos en

la pieza, será parcialmente impedido, y el nuevo metal sólido, depositado durante el transcurso del enfriamiento, aumentará el tamaño de los cristales de orientación más favorable. Estos cristales crecerán de forma progresiva y esclavonada, produciendo un frente de solidificación que avanza uniformemente hacia el interior de la pieza fundida, dando lugar a estructuras específicamente columnares.

En el caso de fundiciones enfriadas muy rápidamente, los cristales orientados desfavorablemente pueden formar, por crecimiento parcial, zonas con estructura equiaxial.

Las macroestructuras generadas en la solidificación de aleaciones (soluciones sólidas), como es el caso de los aceros estudiados en este trabajo, difieren de las obtenidas para metales puros.

Mientras que, como ya se indicó anteriormente, las fundiciones de metales puros tienen de forma general macroestructuras totalmente columnares, las procedentes de la solidificación de aleaciones están caracterizadas por amplias zonas de cristalización equiaxial, y en algunos casos, por la ausencia total de estructuras de cristalización columnar.

La proporción relativa de estructura equiaxial y columnar en una determinada aleación, depende de diversos factores y fundamentalmente de:

i) La velocidad de solidificación que es función, como se vió en el capítulo anterior, de una gran diversidad de variables, entre las que por su importancia podemos citar, dimensiones y geometría de la pieza fundida, propiedades térmicas y físicas del material del molde, temperatura de colada, intervalo de solidificación y propiedades termofísicas de la aleación.

ii) Cantidad de soluto en la aleación, es decir porcentaje de elementos aleantes presentes en la misma. Respecto a esto

se conoce que cantidades progresivamente mayores de soluto añadido a un metal (solvente) aumentan la cantidad de macroestructura de cristalización equiaxial presente en la pieza solidificada, la cual aparecerá siempre en primer lugar en las proximidades del centro térmico de la pieza.

La incidencia de la velocidad de solidificación sobre la tendencia a producir un determinado tipo de macroestructura en una pieza solidificada es un fenómeno demostrado, aunque todavía no hayan podido establecerse relaciones generales que permitan predecir, mediante el cálculo de las velocidades de solidificación, la forma y cantidad de la estructura de cristalización generada durante la solidificación de aleaciones.

Existen aleaciones que aún enfriadas a velocidades tan extremadamente lentas que sus gradientes de concentración en el estado líquido son despreciables, muestran estructuras de cristalización totalmente columnares, a la vez que existen también aleaciones que enfriadas a velocidades ultrarápidas generan el mismo tipo de estructura de solidificación.

Parece evidente pues, que debe haber algún intervalo de velocidades de enfriamiento intermedias en el cual la tendencia a la cristalización equiaxial sea máxima.

En este sentido y a lo largo de este capítulo intentaremos establecer las posibles relaciones entre los parámetros de solidificación y las estructuras de cristalización obtenidas por análisis macrográfico de algunos aceros de las series Cr-Mo y C-Mn estudiadas.

Hasta aquí se han analizado brevemente las posibles estructuras de cristalización generadas específicamente durante la solidificación de metales y aleaciones, que en definitiva, serán las macroestructuras obtenidas por efecto del proceso de cambio del estado líquido al sólido. Sin embargo, el enfriamiento de una pieza fundida no acaba con la solidificación, sino que ha de proseguir en estado sólido hasta la

temperatura ambiente, siendo durante esta parte del enfriamiento donde se producen las transformaciones de fase en estado sólido que son, a su vez, el origen de la microestructura final de las aleaciones, en nuestro caso de los aceros.

Si bien la forma en que se produjo el proceso de solidificación y las estructuras de cristalización generadas son una huella que se conserva en la vida futura de una pieza fundida, la microestructura final formada durante el enfriamiento posterior en estado sólido será, como veremos en la segunda parte de este trabajo, una de las características de los aceros que puede modificarse con cierta garantía de éxito y la que en definitiva, imprime la gran capacidad de variación de propiedades físicas, mecánicas y tecnológicas en los mismos.

De igual forma que las macroestructuras generadas durante la solidificación, vimos en párrafos anteriores, dependen de dos variables fundamentales, la velocidad de solidificación y el tipo de acero, las microestructuras generadas por las transformaciones de fase producidas durante el posterior enfriamiento en estado sólido dependerán también de la velocidad de enfriamiento y del tipo de acero estudiado.

En este capítulo se intentan analizar las microestructuras de los aceros ensayados, obtenidas durante el enfriamiento en molde de arena, denominadas microestructuras de colada, estableciendo su relación con las velocidades de enfriamiento calculadas en la pieza fundida de cada acero.

V.2. MACRO Y MICROESTRUCTURAS.

Con objeto de no aumentar más de lo necesario la extensión del análisis metalográfico, únicamente aportaremos las macro y micrografías correspondientes a cuatro aceros de los ocho ensayados en este trabajo, el AM42CrMo4, AM30Mn5, AM25CrMo4 y AM18Mn5. Creemos que escogidos de esta forma, en la que para cada una de las dos series existe un acero alto y otro bajo en contenido de carbono, queda perfectamente demostrado el comportamiento general del conjunto de los ocho aceros de ambas series, comprobado y confirmado, por otra parte, en cada uno de ellos a nivel de observación macro y microscópica.

Las macrografías de los cuatro aceros indicados, mostradas en la fig. 25, fueron efectuadas sobre la sección transversal central de la pieza fundida. En cada una de ellas queda señalado, con una flecha al margen, la situación exacta de la franja de la sección transversal que corresponde a la red de flujo térmico, definida en el capítulo anterior, fig. 22, para el cálculo de los parámetros de solidificación y enfriamiento por método numérico.

Las micrografías de cada acero se realizaron igualmente en dicha franja y sobre dos zonas de ella térmicamente opuestas (interfase y centro) ambas señaladas con un pequeño círculo sobre sus macrografías correspondientes.

De esta forma, se podrá establecer una comparación directa entre los parámetros de solidificación y enfriamiento, reflejados en las Tablas XXXII y XXXIII del capítulo anterior y reunidas ahora en la Tabla XXXIV para los cuatro aceros representados, con las macroestructuras de solidificación y microestructuras de colada obtenidas para ellos y mostradas en el estudio metalográfico de la fig. 25.

ACEROS	Velocidades medias de solidificación V_s (°C/min)					Velocidades medias de enfriamiento entre 800 y 500°C V °C min.	
	en Interfase	A 0,5 cm.	A 1,0 cm.	A 1,5 cm.	A 2,5 cm. (Centro)	Interfase	Centro
AM42CrMo	53,2	26,5	21,1	20,7	20,5	6,17	6,20
AM 30Mn5	125,6	45,1	24,8	17,5	17,2	6,21	6,27
AM25CrMo	113,2	44,8	25,3	17,2	17,0	5,95	5,96
AM18Mn5	229,2	50,7	26,9	16,8	15,5	5,89	5,89

Las macrografías de los cuatro aceros presentan dos zonas perfectamente definidas, una de macroestructura columnar situada en los extremos de la pieza y otra equiaxial situada en la parte central de la misma. Como se vió anteriormente, este fenómeno puesto de manifiesto ahora de forma experimental, mantiene una estrecha relación con los valores alcanzados por los parámetros de solidificación y en particular con la velocidad media de solidificación en diferentes puntos de la franja definida sobre la pieza fundida, desde la interfase metal-molde hasta el centro de la misma.

A este respecto, la Tabla XXXIV, muestra claramente la disminución de los valores calculados para las velocidades medias de solidificación en puntos situados a distancias crecientes de la interfase. No obstante, esta disminución no se produce de igual forma en toda la franja de la sección de

Fig. 25. Estudio metalográfico de las macroestructuras de solidificación y microestructuras de colada de los aceros:

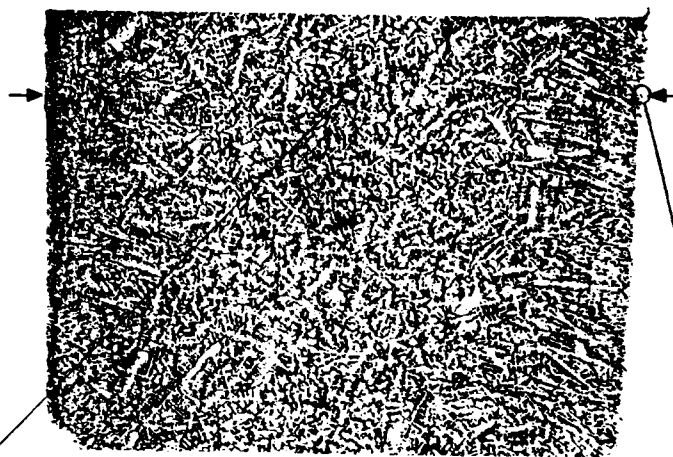
AM.42CrMo4

AM.30Mn5

AM25CrMo4

AM18Mn5

AM 42 Cr Mo 4



MACROESTRUCTURA DE SOLIDIFICACION

x 2,1

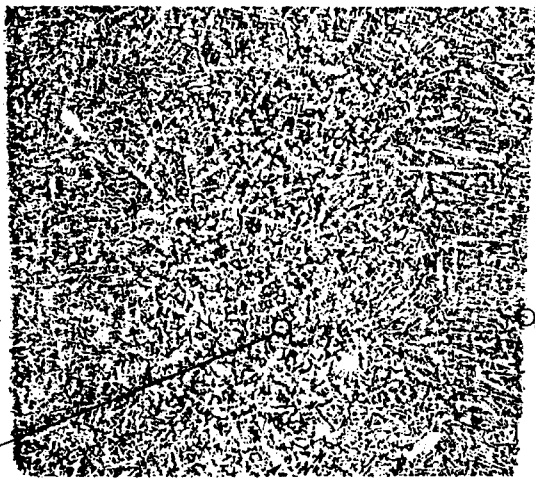


MICROESTRUCTURA DE COLADA x 50
(CENTRO - ZONA EQUIAXIAL)



MICROESTRUCTURA DE COLADA x
(INTERFASE-ZONA COLUMNAR)

AM 30 Mn 5



MACROESTRUCTURA DE SOLIDIFICACION

x 1,8



MICROESTRUCTURA DE COLADA
(CENTRO-ZONA EQUIAXIAL)

x 50



MICROESTRUCTURA DE COLADA
(INTERFASE-ZONA COLUMNAR)

x 5

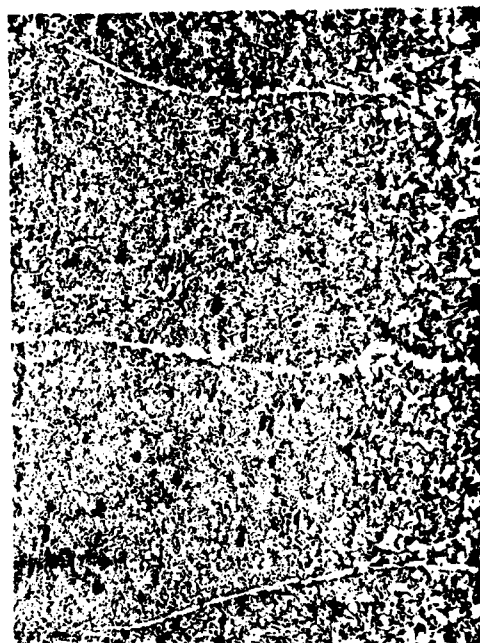
AM 25 Cr Mo 4



MACROESTRUCTURA DE SOLIDIFICACION x 2,0

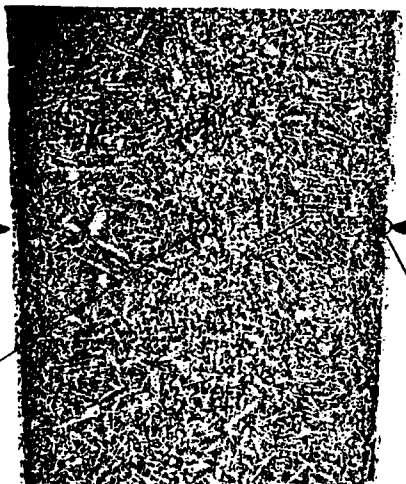


MICROESTRUCTURA DE COLADA x 50
(CENTRO-ZONA EQUIAXIAL)

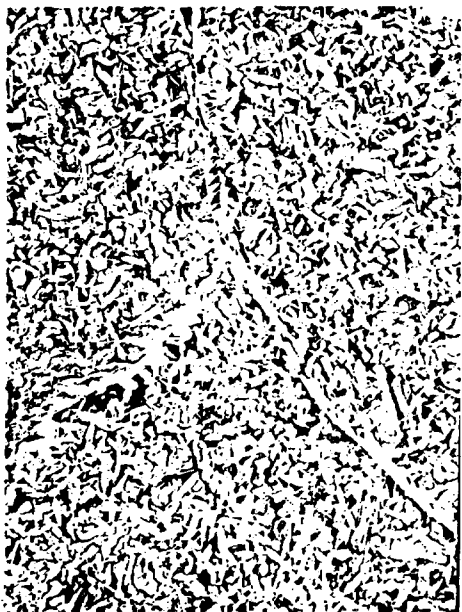


MICROESTRUCTURA DE COLADA x 50
(INTERFASE-ZONA COLUMNAR)

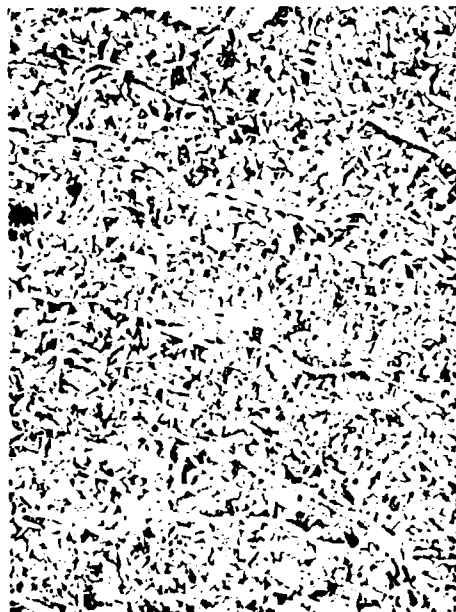
AM 18 Mn 5



MACROESTRUCTURA DE SOLIDIFICACION x1,4



MICROESTRUCTURA DE COLADA x 50
(CENTRO - ZONA EQUIAXIAL)



MICROESTRUCTURA DE COLADA x 50
(INTERFASE - ZONA COLUMNAR)

la pieza bajo estudio, sino que existen dos zonas perfectamente diferenciadas.

En primer lugar, existe una zona común a todos los aceros, definida por distancias a la interfase comprendidas entre $0 \text{ cm.} < d < 1-1,5 \text{ cm.}$ y caracterizada por valores absolutos de velocidades medias de solidificación altos y disminuciones extremadamente rápidas en los valores de dichas velocidades para puntos situados a distancias crecientes desde la interfase. Es en esta zona de altas velocidades de solidificación y elevadísimos gradientes térmicos en el metal líquido donde se produce, precisamente, la estructura de cristalización columnar.

Existe también en todos los aceros una segunda zona definida por distancias a la interfase comprendidas entre $1-1,5 \text{ cm.} < d < 2,5 \text{ cm.}$ que se caracteriza fundamentalmente, por valores más bajos de la velocidad media de solidificación y disminuciones muy pequeñas, en algunos casos despreciables, de aquellos valores, para puntos situados a distancias crecientes desde la interfase. En esta zona central en la cual los gradientes térmicos del metal líquido y las velocidades de solidificación han descendido substancialmente comparadas con las producidas en la zona exterior y en la que prácticamente no existe una diferencia apreciable entre los valores de la velocidad media de solidificación para sus diferentes puntos, se genera una estructura de cristalización equiaxial.

La perfecta correspondencia que existe entre las dos zonas en que se divide la franja de la sección transversal de la pieza estudiada mediante criterios de variación de parámetros de solidificación y las dos zonas de macroestructura columnar y equiaxial claramente diferenciadas en las macrografías de todos los aceros presentados en la fig. 25, demuestran la estrecha relación de dependencia entre las velocidades de solidificación a las que se desarrolla el proceso en cada punto de la pieza fundida y las estructuras de cristalización generadas en ellos.

El enfriamiento en estado sólido, posterior a la solidificación, responsable directo de la microestructura final del acero a temperatura ambiente (microestructura de colada), tiene su máxima expresión y significado en el intervalo de temperaturas comprendido entre 800°C y 500°C, ya que será en él donde se produzcan las transformaciones de fases, origen de dicha microestructura final. Por esta causa y otras más específicas que se aducirán en el Capítulo IX, emplearemos el parámetro velocidad media de enfriamiento entre 800°C y 500°C para estudiar las relaciones que existen entre el enfriamiento en estado sólido y las microestructuras de colada obtenidas en los aceros ensayados.

La fig. 25 muestra dos micrografías de cada acero realizadas a 50 aumentos sobre puntos señalados en sus macrografías correspondientes y situados en la interfase y centro de la franja de la sección transversal central de la pieza bajo estudio.

La relación de dependencia entre los parámetros de enfriamiento y microestructuras de colada, obtenidos para cada acero, se manifiesta con extraordinaria evidencia al comparar los valores prácticamente idénticos de las velocidades medias de enfriamiento ($V_{Eg/5}$) (Tabla XXXIV) calculados sobre un punto situado en la interfase y otro en el centro, con las micrografías correspondientes realizadas sobre estos mismos puntos de la pieza. Dichas micrografías revelan, para la interfase y el centro, microestructuras formadas por idénticos microconstituyentes, tal como cabía esperar de la gran aproximación en los valores de la velocidad media de enfriamiento entre 800°C y 500°C obtenidos en ambas zonas.

Aún quedando así ciertamente demostrado que, a igualdad de los valores del parámetro velocidad media de enfriamiento en estado sólido entre 800°C y 500°C, obtenidos sobre puntos de una pieza situados en zonas térmicamente opuestas (interfase y centro), generan en ellos microestructuras cualitativamente idénticas, es decir, formadas por iguales micro-

constituyentes (ferrita-perlita o ferrita-perlita-bainita, según los aceros), existe un aspecto importante que establece una diferencia sutil entre las microestructuras de interfase y centro, únicamente detectable por observación microscópica a pocos aumentos.

Anteriormente se hizo referencia a que la estructura de cristalización primaria (de solidificación) imprimía al acero una huella que perduraría a lo largo de toda su vida tecnológica y que ningún tratamiento térmico en estado sólido podría borrar, lo cual representa un hecho comprobado experimentalmente en cada uno de nuestros aceros. Pero este fenómeno que no incide cualitativamente sobre la microestructura de colada de un acero, por ser esta, como ya vimos, función del tipo de acero y de la velocidad de enfriamiento, produce efectos apreciables sobre la forma, tamaño y distribución de los microconstituyentes de que están formadas dichas microestructuras.

La observación de las micrografías de la fig. 25 realizadas en el centro e interfase de la pieza de cada acero, demuestran las diferencias que existen entre la forma, tamaño y distribución de los microconstituyentes que se incubaron, nuclearon y crecieron, según estuvieran afectados por la estructura de cristalización primaria de tipo columnar o equiaxial.

Reflejar este hecho micrográficamente no ha sido fácil ya que aún a pocos aumentos (50), el campo de observación real es tan pequeño que hace imposible detectar un número de granos elevado; por este motivo y especialmente en algunas de las micrografías realizadas en la zona equiaxial (centro), sólo aparece la intersección de tres o cuatro granos, impidiendo captar una visión más general del fenómeno. A este respecto, la fig. 26 representa un intento de clasificar esquemáticamente las diferencias que existen entre las microestructuras producidas en la zona columnar y equiaxial.

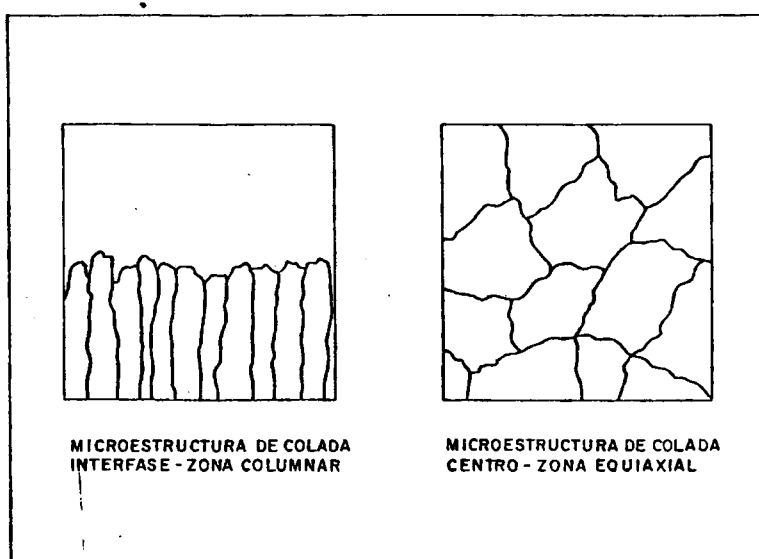


Fig. 26. Microestructuras en zona columnar y equiaxial.

Las micrografías realizadas en la interfase y por tanto en la zona de la pieza de macroestructura columnar revelan, en todos los aceros, granos alargados y dirigidos en la dirección normal a la cara exterior de la pieza, mientras que las micrografías correspondientes al centro de la pieza de macroestructura equiaxial, muestran granos equiaxiales de configuración poligonal. Ambos granos de origen columnar y equiaxial están definidos a nivel microscópico por la ferrita proeutectoide precipitada en los bordes de grano de cristalización primaria generados durante la solidificación de los aceros.

De esta forma queda demostrado que si bien la estructura de solidificación no interfiere cualitativamente en la microestructura de colada, tiene una influencia notable en la forma, tamaño y distribución de los microconstituyentes, dando origen a una heterogeneidad microestructural en la pieza.

Esta heterogeneidad microestructural, producida a causa de la influencia de las diferentes estructuras de cristalización, origina un cierto grado de anisotropía en las piezas solidificadas y enfriadas en molde de arena, convirtiendo a la microestructura de colada en un estado metalúrgico de partida poco apropiado para iniciar sobre él investigaciones posteriores encaminadas al estudio riguroso y sistemático de los efectos producidos por tratamientos térmicos específicos sobre las transformaciones de fase, microestructuras y propiedades físico-mecánicas en estado sólido.

Por este motivo, dicho estudio, que constituye la segunda parte de este trabajo, fue abordado desde el establecimiento de una hipótesis preliminar, "dotar a la pieza colada de un estado metalúrgico con homogeneidad microestructural".

En el próximo capítulo se demuestra que un tratamiento de normalizado es el que entendemos más adecuado para conseguir la cuasi homogeneidad microestructural necesaria.

VI. TRATAMIENTOS TERMICOS Y TRANSFORMACIONES

DE FASE EN ESTADO SOLIDO

Tal vez, el análisis teórico de la solidificación y enfriamiento de aceros de baja aleación Cr-Mo y C-Mn, realizado en la primera parte de este estudio, hubiera tenido por sí mismo suficiente entidad y justificación para ser considerado aisladamente, ya que aquellos son aspectos físicos de gran importancia tanto en la metalurgia teórica como industrial.

Al comenzar este trabajo, hace más de cuatro años, nuestro objetivo fundamental fue intentar ampliar nuestros conocimientos en el todavía oscuro campo de la solidificación en molde. Con esta idea se aplicaron y desarrollaron métodos matemáticos y numéricos que permitieron conocer las velocidades de solidificación y enfriamiento, así como su influencia sobre las estructuras primarias generadas en estado sólido.

Posteriormente surgió un nuevo objetivo de aplicación inmediata cuyo desarrollo y estudio hace más completo, coherente y riguroso el contenido global de este trabajo, analizar las transformaciones, propiedades mecánicas y estructuras producidas mediante tratamientos térmicos en estado sólido, que puedan ser realizados sin dificultades en la práctica industrial.

II PARTE.

VI. 1. NORMALIZADO.

En capítulos anteriores se demostró que por efecto de las distintas velocidades de solidificación producidas en los diferentes puntos de una pieza que solidifica en un molde de arena, se obtienen macroestructuras que revelan claramente dos tipos diferentes de estructuras de cristalización, la columnar producida en las superficies exteriores de la pieza y originada por un mayor efecto del crecimiento preferencial de los cristales sobre el de nucleación y la equiaxial, formada en las zonas centrales, producida por velocidades de solidificación más lentas y un efecto importante de nucleación junto a un crecimiento de los cristales impedido por las estructuras columnares generadas en sus proximidades.

Microscópicamente, las diferencias de estructuras obtenidas en estado sólido vendrían impuestas por las velocidades de enfriamiento a partir de la línea de sólidos. Tal como se vió en capítulos precedentes, las velocidades de enfriamiento en estado sólido son prácticamente iguales para el núcleo que para la superficie exterior de la pieza, por lo que no deben existir diferencias cualitativas en los microconstituyentes que formen dichas estructuras sino, únicamente en la forma, tamaño y distribución en que incubaron, nuclearon y crecieron según estuvieran inducidos por las estructuras de cristalización primaria de tipo columnar o equiaxial.

Este hecho indujo a pensar en la necesidad de realizar un tratamiento térmico preliminar que permitiera homogeneizar al máximo las pequeñas diferencias encontradas en las microestructuras procedentes de solidificación, consiguiendo una única estructura de partida en toda la pieza sobre la cual poder estudiar de forma real, los efectos que los tratamientos térmicos posteriores tienen sobre las propiedades mecánicas.

Con este objeto, se sometió a las piezas de los ocho aceros ensayados a un tratamiento de normalizado, que consistió en un calentamiento lento a temperaturas 50°- 70°C superiores a las de sus correspondientes puntos críticos de transformación Ac_3 , seguido de un mantenimiento prolongado a dichas temperaturas y posterior enfriamiento en atmósfera calmada.

El calentamiento se efectuó desde horno frío hasta las temperaturas señaladas para cada acero en la TablaXXXV con una velocidad aproximada de 3°C/mín, que es lo suficientemente pequeña para que la elevación de la temperatura en toda la masa de las piezas sea lo más gradual y uniforme posible, evitándose de esta forma la creación de gradientes térmicos que generarían defases importantes en las transformaciones y diferencias de dilataciones entre las zonas calientes y frías de las piezas (superficie exterior y centro) que podrían llegar a producir grietas y roturas o crear tensiones internas latentes que dieran lugar a fisuras en tratamientos térmicos posteriores.

La duración del mantenimiento de las piezas a la temperatura del tratamiento, tiene por objeto no solo que toda la masa del acero alcance dicha temperatura, igualando las pequeñas diferencias entre periferia y núcleo originadas aún con calentamientos lentos, sino que además, la totalidad de dicha masa esté formada por cristales sólidos de austenita (solución sólida de carbono en hierro γ) homogéneos como consecuencia de la transformación $\alpha + \gamma$ que tendrá lugar por encima de Ac_3 .

De esta forma el tiempo de mantenimiento a la temperatura fijada para la austenización en el tratamiento de normalizado se toma cuando toda la pieza, incluyendo la zona central ha alcanzado dicha temperatura.

De acuerdo con el diagrama de equilibrio Fe-C, al

sobrepasar las temperaturas críticas Ac_3 todo el carbono del acero entra en solución con el hierro y para formar la fase austenítica, pero unas regiones de ésta pueden tener diferentes concentraciones de carbono. Con el fin de que el contenido de carbono tienda a homogeneizarse en toda la masa austenítica, y considerando que esto se realiza únicamente mediante un proceso de difusión en estado sólido, el tiempo de mantenimiento desempeña un papel fundamental, tanto más, si consideramos la existencia de barreras que dificultan dicha difusión de carbono como las segregaciones no metálicas, el fósforo y oxígeno en solución y la presencia de elementos aleados, como el cromo, wolframio, etc. que tienden a formar carburos complejos de difícil solución.

El tiempo de mantenimiento es función, además de las dimensiones de la pieza y de la temperatura de tratamiento de la velocidad de calentamiento, es decir del tiempo que transcurrió para que la pieza se elevara desde la temperatura ambiente hasta la especificada para el tratamiento térmico. Si la velocidad de calentamiento ha sido grande, el tiempo de mantenimiento deberá ser prolongado; por el contrario, si la velocidad a la que se realiza el calentamiento es pequeña, el tiempo de mantenimiento se puede acortar notablemente, debido fundamentalmente a que la penetración de calor en toda la masa de la pieza habrá sido desde el principio más uniforme y en la última fase del calentamiento, al sobrepasar la temperatura crítica Ac_3 , se podrá considerar que comenzó ya el proceso de homogeneización del carbono por difusión en la austenita, lo cual, como se señaló anteriormente, permitirá reducir el tiempo de mantenimiento posterior.

Los valores de tiempos de mantenimiento, dados en los tratamientos térmicos de normalizado realizados sobre los aceros empleados en este estudio, figuran en la Tabla XXXV.

T A B L A XXXV.

Características del Tratamiento Térmico de Normalizado en los Aceros Ensayados.

ACERO	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (h.)	ENFRIAMIENTO
AM.18Mn5	900	2	AIRE
AM.22Mn5	890	2	AIRE
AM.30Mn5	880	2	AIRE
AM.40Mn5	875	2	AIRE
AM.18CrMo4	900	2	AIRE
AM.25CrMo4	890	2	AIRE
AM.34CrMo4	880	2	AIRE
AM.42CrMo4	870	2	AIRE

El objetivo perseguido en el tratamiento térmico de normalizado, de conseguir una microestructura homogénea de partida, es obvio y basta comparar las microestructuras en los estados de colada y normalizado de la Fig. 27 .

Micrográficamente, las estructuras para el estado de colada muestran pequeñas diferencias en cuanto a forma y tamaño en cada acero, aunque sustancialmente los microconstituyentes que forman estas estructuras son los mismos para la zona columnar que para la equiaxial.

Después del normalizado la microestructura se revela totalmente uniforme y bien distribuída para todos los aceros ensayados.

Fig. 27. Estudio metalográfico de las microestructuras en colada y normalizado de los aceros:

AM. 42CrMo4
AM. 30Mn5
AM. 25CrMo4
AM. 18Mn5

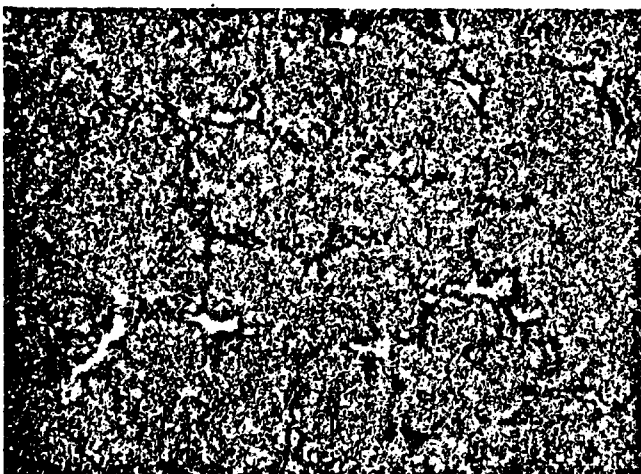
AM 42 Cr Mo 4



OESTRUCTURA DE COLADA x50
(CENTRO-ZONA EQUIAXIAL)



MICROESTRUCTURA DE COLADA x50
(INTERFASE-ZONA COLUMNAR)



MICROESTRUCTURA DE NORMALIZADO x 50
(CENTRO E INTERFASE)

AM 30 Mn 5

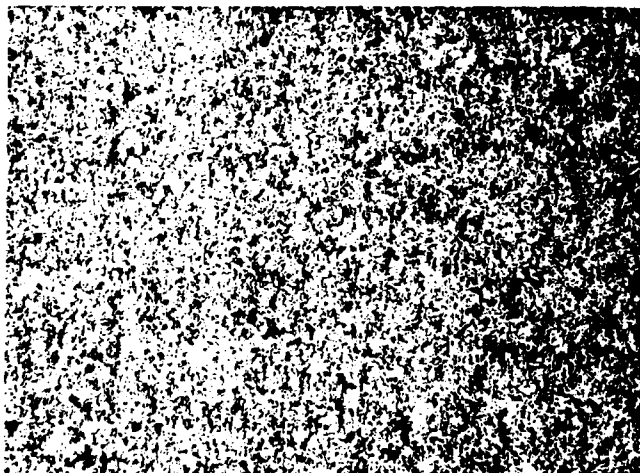
117



MICROESTRUCTURA DE COLADA x50
(CENTRO-ZONA EQUIAXIAL)

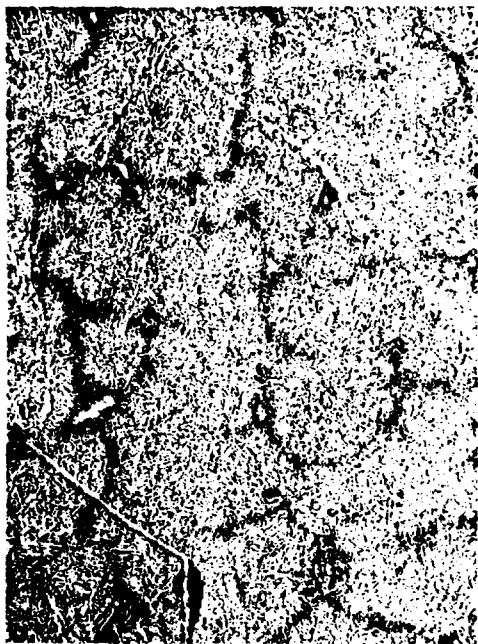


MICROESTRUCTURA DE COLADA x5
(INTERFASE-ZONA COLUMNAR)

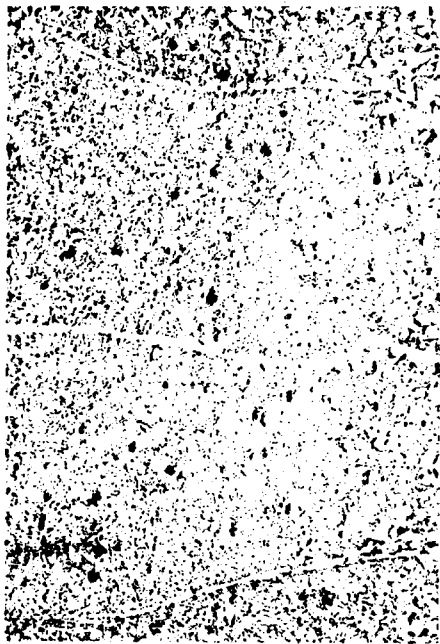


MICROESTRUCTURA DE NORMALIZADO x50
(CENTRO E INTERFASE)

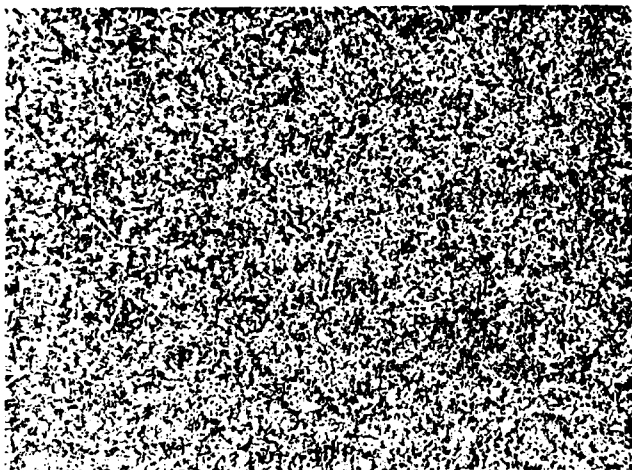
AM 25 Cr Mo 4



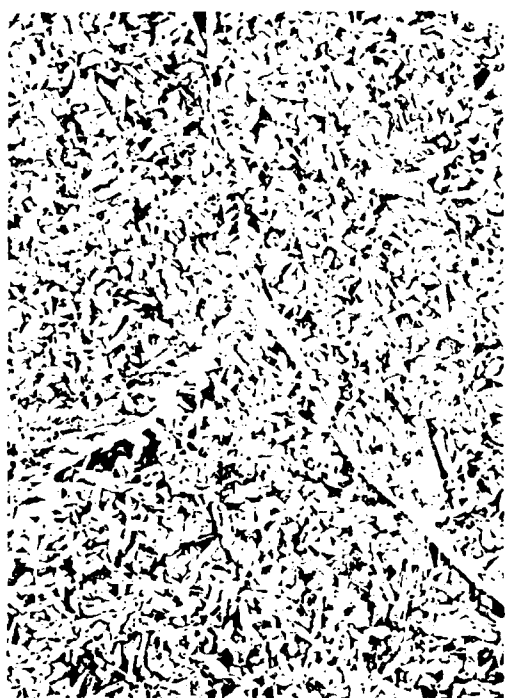
MICROESTRUCTURA DE COLADA x50
(CENTRO-ZONA EQUIAXIAL)



MICROESTRUCTURA DE COLADA x
(INTERFASE-ZONA COLUMNAR)



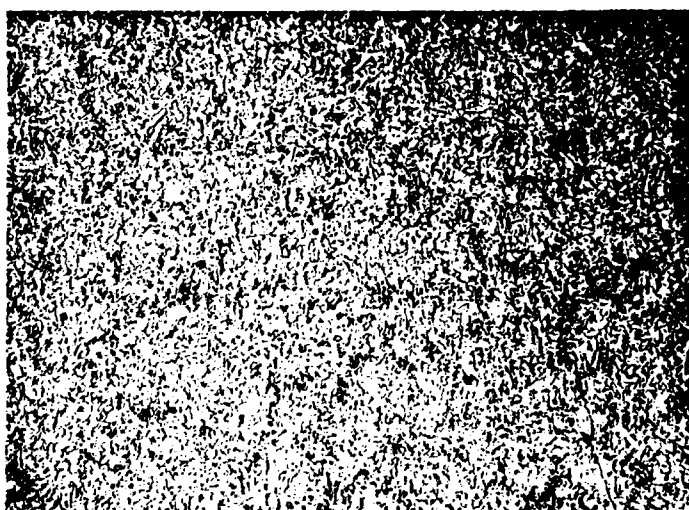
MICROESTRUCTURA DE NORMALIZADO x 50
(CENTRO E INTERFASE)



**MICROESTRUCTURA DE COLADA x50
(CENTRO-ZONA EQUIAXIAL)**



**MICROESTRUCTURA DE COLADA x
(INTERFASE-ZONA COLUMNAR)**



**MICROESTRUCTURA DE NORMALIZADO x 50
(CENTRO E INTERFASE)**

VI. 2. TEMPLE

Los aceros moldeados de baja y media aleación adquieren, después del tratamiento de temple seguido de revenido, el compromiso óptimo entre sus propiedades de resistencia y tenaces. En los próximos capítulos se aporta una amplia justificación experimental que corrobora la importancia tecnológica de estos tratamientos térmicos.

El temple es el tratamiento térmico apropiado para endurecer y aumentar la resistencia de las aleaciones. Su realización práctica es sencilla, pero a la vez, es uno de los tratamientos que más sutileza y cuidados requiere en su forma de ejecución.

Debido a que la teoría del temple posee ciertas peculiaridades específicas, según la refiramos a aceros hipereutectoides e hipoeutectoides, en este trabajo, dado que los aceros empleados son hipoeutectoides ($\% C < 0,8$), nos referiremos exclusivamente a ellos.

El tratamiento térmico de temple se define como el enfriamiento, desde una temperatura por encima del punto de transformación A_{c3} , con tal velocidad que en la superficie y en el núcleo se produzca la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ y consecuentemente aumento de dureza, debido a la formación del constituyente metaestable, martensita de estructura tetragonal α , cúbica centrada en el espacio.

La dureza máxima obtenida, depende únicamente del contenido en carbono del acero y solo se alcanzará si la estructura resultante después del temple es totalmente martensítica.

VI. 2.1. AUSTENIZACION.

Para la realización práctica del tratamiento de temple, es preciso calentar las piezas hasta una temperatura, por encima de la temperatura crítica Ac_3 , a la que el acero se hace austenítico. A este proceso de calentamiento se le denomina austenización, debido a que es este, precisamente, el fin que persigue

Los factores que más directamente influyen en este proceso, por su incidencia sobre la transformación austenítica ($\alpha + \gamma$), son la composición del acero, el tamaño de grano, la estructura inicial, la temperatura de temple, la velocidad de calentamiento y el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización fijada.

En general, la temperatura de austenización en los aceros hipoeutectoides se elige entre 40 - 60°C por encima de la temperatura de transformación Ac_3 de cada tipo de acero, con el fin de evitar un crecimiento excesivo del grano austenítico, que sería tanto mayor cuanto más elevada fuera dicha temperatura.

Partiendo de aceros en estado de normalizado, los aceros hipoeutectoides están formados por ferrita y cementita generando, según su composición química, microestructuras perlíticas, más o menos resolubles, rodeadas de granos ferríticos o microestructuras bainíticas, generalmente superiores, igualmente rodeadas de granos ferríticos.

En el calentamiento, al atravesar la línea Ac_1 , la ferrita (hierro α) se hace inestable y por un proceso de nucleación y crecimiento la perlita se transforma en austenita (hierro γ) de composición eutectoide, quedando el acero constituido, a partir de esta temperatura, por austenita y ferrita proeutectoide libre, la cual, al ir elevando la temperatura, se va transformando progresivamente en austenita hasta su to-

talidad, momento este en el cual se estará atravesando en el diagrama de equilibrio Fe-C la línea Ac_3 . Finalmente a temperaturas superiores a A_3 , el acero estará formado solo por austenita no saturada.

A partir de este momento se toma un tiempo de permanencia a temperatura superior a la crítica de austenización completa (Ac_3) con el fin de que el contenido de carbono de la austenita se homogeneice, por efecto de difusión, en toda la masa, lográndose así la estructura idónea para que, mediante un enfriamiento brusco, se consiga la estructura metaestable llamada martensita, que es el constituyente por excelencia del acero templado y el que le imprime sus propiedades de máxima dureza y resistencia.

Como la homogeneización del carbono en la austenita, es un proceso de difusión, su velocidad aumenta con la temperatura y sería teóricamente factible homogeneizar a una temperatura muy superior a la Ac_3 , en vez de permanecer en las proximidades de ésta un tiempo excesivamente largo, lográndose de ambas formas el mismo efecto.

No obstante, si adoptamos la primera de las dos posibilidades, el crecimiento de grano austenítico, por el exceso de temperatura, sería demasiado grande y al terminar el tratamiento de temple se obtendría una estructura grosera y como consecuencia un acero de bajas características mecánicas principalmente, debido a que la fragilidad aumenta con el tamaño de grano.

Por este motivo y como ya se indicó anteriormente, la temperatura de austenización se fija, para los aceros hipoeutectoides, en 40-60°C por encima de la temperatura de transformación Ac_3 , con un tiempo de permanencia de 30 min. a 1 h. por cada 25 mm. de espesor de la pieza a tratar y para las velocidades de calentamiento usuales. Esta combinación tempe-

ratura-tiempo es, en definitiva, una solución compromiso para lograr un tamaño de grano aceptable y una austenización total y homogénea.

Para la determinación práctica de la temperatura de austenización de aceros hipoeutectoides aleados, se han propuesto fórmulas polinómicas empíricas de acuerdo con la composición del acero a tratar, tales como:

$$920 - 150 C + 20 Cr + 30 Mo - 20 Ni + 200 V + 10 W.$$

Donde los símbolos de elementos aleantes representan la composición porcentual en peso presente en el acero, acotados hasta los siguientes límites de aplicación 0,8 % C, 1,8 % Si, 1,1 % Mn, 1,8 % Cr, 0,5 % Mo, 5 % Ni, 2 % W y 0,25 % V.

VI.2.2. ENFRIAMIENTO

La importancia de la velocidad de enfriamiento, debido a su influencia desplazando las líneas de transformación del diagrama Fe-C, y produciendo una variación sobre las temperaturas de transformación, hace que consideremos singularmente los aspectos teórico-prácticos del tratamiento térmico de temple.

El temple correcto, es decir, el enfriamiento necesario para lograr una estructura martensítica, se consigue por inmersión del acero, que se encuentra a una temperatura superior a A_{c3} , en un medio refrigerante adecuado, sólido, líquido o gaseoso, -normalmente sólo se utilizan medios líquidos o gaseosos- capaz de absorber el calor desprendido por el acero a través de la superficie de contacto con la pieza (interfase) y a velocidad mayor que la de transformación, que denominamos velocidad crítica de temple.

Si dejamos enfriar el acero muy lentamente desde una temperatura superior a la crítica Ar_3 y al pasar por esta se inicia la formación de ferrita a partir de la austenita, que finalizará en la completa transformación de ésta en perlita al atravesar la línea Ar_1 para los aceros hipoeutectoides, que en el proceso de calentamiento alcanzaron la austenización completa.

La temperatura de transformación de la austenita (Ar_1) va disminuyendo a medida que aumenta la velocidad de enfriamiento, obteniéndose de esta forma estructuras microscópicas diferentes, que corresponden a unos constituyentes cada vez más duros y menos estables.

Si el enfriamiento se realiza a una velocidad infinitamente lenta, la austenita se transforma a 721°C en perlita laminar perfectamente resoluble; pero, a medida que aumentamos la velocidad de enfriamiento se obtendrán estructuras cada vez más finas y duras (perlitas finas e irresolubles formando rosetas de aspecto nodular).

Cuando, finalmente, la velocidad de enfriamiento es tan rápida que la temperatura del punto de transformación de la austenita desciende considerablemente, la transformación dará como resultado la aparición del constituyente más duro del acero después de la cementita, con una estructura microscópica acicular bien definida que recibe el nombre de martensita que es el constituyente que debemos encontrar en cualquier acero templeable después de realizar el tratamiento térmico de temple.

La transformación de la austenita en martensita es, en su fundamento, substancialmente diferente de la transformación en perlita o bainita, puesto que éstas se producen por un proceso de difusión del carbono en hierro y ó en hierro α y requieren sus periodos de incubación, nucleación y

crecimiento, mientras que ahora, en la transformación martensítica, no hay ni nucleación ni difusión produciéndose instantáneamente por un plegamiento ordenado de la red cúbica (F.C.C.) γ de la austenita en la red cúbica (B.C.C.) α . La reacción $\gamma \rightarrow \alpha$ es tan fuerte y brusca, que el hierro γ se transforma reteniendo los átomos de carbono en la red, que por su excesivo volumen no permiten la formación de la red cúbica que corresponde normalmente al hierro α , produciendo una distorsión tetragonal de la misma, que es tanto mayor cuanto más grande sea el contenido de carbono del acero. El constituyente así formado y denominado martensita es, pues, una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro α .

El mecanismo de plegamiento de la red de austenita para formar la martensita, es debido a un doble cizallamiento de la red γ , lo que implica únicamente pequeños desplazamientos atómicos, sin cambios relativos de las posiciones de los átomos.

Cada lámina de martensita se produce instantáneamente en su tamaño y magnitud final y la transformación continúa con formación de nuevas agujas o láminas, sólo al descender la temperatura, sin ningún otro fenómeno de crecimiento. El tamaño de cada aguja de martensita dependerá exclusivamente de impedimentos tales como bordes de grano, inclusiones, etc. Una vez que la temperatura ha descendido por debajo de M_s (temperatura por debajo de la cual la austenita es inestable y se transforma en martensita), se forman agujas de martensita en grupos, pero, si no prosigue el enfriamiento, la transformación se interrumpe, ya que las tensiones creadas durante el plegamiento de la red se oponen a que ésta continúe; sólo por un nuevo descenso en la temperatura puedan producirse sucesivos plegamientos. La reacción termina cuando en el enfriamiento se alcanza determinada temperatura M_f , denominada de fin de transformación. No se trata, por tanto, de una transformación isotérmica, sino que se desarrolla en función de la temperatura alcanzada, en tanta mayor proporción cuanto mayor es el enfriamiento.

Con el fin de que el tratamiento térmico de temple se efectuara con los mínimos riesgos de posibles dispersiones en temperaturas y en condiciones de enfriamiento óptimas, todas las probetas de un mismo tipo de acero se trataron simultáneamente. Las probetas fueron tratadas en desbaste, con tolerancias calculadas y de suficiente amplitud para su posterior rectificado a dimensiones finales, después de efectuados sobre ellas todos los tratamientos térmicos programados.

Las condiciones en que se efectuaron los tratamientos de temple se indican en la Tabla XXXVI y en todos los casos las probetas se recubrieron de una película reductora, para protegerlas y evitar su oxidación superficial durante el tratamiento.

T A B L A XXXVI.

Características del Tratamiento Térmico de Temple en los Aceros Ensayados.

ACERO	TEMPERATURA (°C)	TIEMPO (h)	ENFRIAMIENTO
AM.18Mn5	875	1	AGUA
AM.22Mn5	875	1	AGUA
AM.30Mn5	870	1	AGUA
AM.40Mn5	860	1	ACEITE
AM.18CrMo4	880	1	AGUA
AM.25CrMo4	875	1	AGUA
AM.35CrMo4	870	1	ACEITE
AM.42CrMo4	860	1	ACEITE

VI.3. REVENIDO

Cuando anteriormente nos referíamos al temple, se mencionaban las condiciones de dureza y fragilidad en que quedaban los aceros después de este tratamiento y la obtención mediante él, de una estructura martensítica que constituye un estado de equilibrio termodinámico metaestable.

Generalmente y debido a estas condiciones peculiares y extremas, los aceros exclusivamente templados tienen un campo de aplicación muy limitado.

El tratamiento térmico de revenido, posterior al de temple, consiste en calentar de nuevo el acero a una temperatura menor que A_{c1} , enfriándolo posteriormente en un medio adecuado, que generalmente es aire, aunque en ciertos aceros con problemas de fragilidad intermedia también puede utilizarse agua o aceite.

Este tratamiento no elimina los efectos que produjo el temple, sino que los modifica favorablemente disminuyendo la dureza y resistencia, aumentando la tenacidad y ductilidad y al mismo tiempo, relajando las tensiones internas creadas en el temple.

El revenido, por ser también un proceso de difusión, dependerá de la temperatura y el tiempo a que se efectúe dicho tratamiento; y en todo caso sirve para llegar a estructuras energéticamente estables a partir de las metaestables generadas en el temple.

La estructura termodinámicamente más estable, de más baja energía, en el acero será la constituida por una matriz ferrítica con cementita globular incrustada en ella. Cualquier acero que no posea esta estructura, podrá alcanzarla mediante un tratamiento térmico de revenido.

Al ser la martensita la estructura de temple correcta, nos centraremos específicamente en el revenido de ésta, sin considerar ahora el efecto sobre otro tipo cualquiera de estructuras intermedias.

Durante el revenido a temperaturas inferiores a Ac_1 , la solución sólida α sobresaturada en carbono (martensita), sufre un proceso de precipitación transformándose en estructuras cada vez más estables hasta una final formada por solución sólida α de red cúbica centrada en el cuerpo (B.C.C.) y cementita. El revenido de la martensita se desarrolla en tres etapas que son a su vez función de la temperatura.

En una primera etapa, correspondiente a temperaturas comprendidas entre 100-200°C, se precipita un carburo de hierro de fórmula $Fe_{2,4}C$, distinto de la cementita (Fe_3C), que hace disminuir el contenido de carbono de la martensita hasta un 0,25 %, motivo por el cual, la martensita primitiva (de temple), con red atómica tetragonal, evoluciona a una red cúbica centrada en el cuerpo todavía fuertemente distorsionada por el carbono en solución y aún no liberado. Esta transformación a nivel atómico, se refleja muy poco en la observación microscópica ordinaria (<1000 aumentos), puesto que se sigue apreciando la forma típica acicular de la martensita, aunque un poco ennegrecida en el ataque metalográfico a causa del carburo precipitado, carburo que sólo es visible con réplica electrónica y que cristaliza en el sistema hexagonal.

En esta primera etapa, el proceso lleva implícito una reducción de volumen que provoca una relajación de las tensiones originales producidas en el temple.

Sin embargo la disminución de dureza y resistencia a la tracción son, en esta primera etapa del revenido, muy poco notables.

La segunda etapa a temperatura ligeramente más alta comprendida entre 200-350°C, sólo se presenta cuando en el temple, además de martensita nos queda una parte de austenita residual no transformada.

Esta austenita, que generalmente existe en pequeños porcentajes en la estructura martensítica de temple, se transforma en esta segunda etapa, en bainita o perlita dependiendo de la temperatura de revenido.

En esta segunda etapa el carburo, formado en la etapa anterior, comienza a transformarse en cementita.

El aspecto microscópico que ofrecería un acero revenido a temperaturas correspondientes a esta segunda etapa, sería el de una estructura acicular con un fondo blanco (de austenita) menos acusado debido a la transformación gradual de ésta, y a un ennegrecimiento general de la probeta más intenso que en la primera etapa.

En la tercera etapa, desde los 300°C hasta temperaturas ligeramente inferiores a la crítica A_{c1} , el carburo se transforma en cementita que precipitará en el interior y en los bordes de las agujas de la martensita hasta su desaparición total. Al aumentar las temperaturas de revenido, los pequeñísimos y dispersos nódulos de cementita van haciéndose más gruesos, intensificándose la precipitación en los contornos de las agujas primitivas, cuya forma se mantiene aún durante un tiempo muy pequeño y, finalmente, al continuar aumentando la temperatura, la cementita coalesce y se globuliza, dispersándose por toda la masa de la antigua martensita que, por pérdidas sucesivas de carbono, se ha transformado ya en ferrita. A temperaturas de revenido próximas a A_{c1} , aparece ya una estructura claramente formada por una matriz ferrítica y cementita globulizada.

En las etapas segunda y tercera del revenido, hay disminuciones importantes en las propiedades de resistencia de los aceros (resistencia a la tracción, límite elástico y dureza), al mismo tiempo que aumentos muy sustanciales en las propiedades de ductilidad y tenacidad (alargamiento, estricción y resiliencia).

Los tratamientos térmicos de revenido, empleados en este trabajo, se efectuaron inmediatamente después del temple y a temperaturas comprendidas entre 350°C y 650°C con tiempos de mantenimiento de una hora de duración.

Los resultados experimentales sobre los aceros moldeados empleados en este trabajo, ponen en evidencia los efectos de los distintos tratamientos térmicos que hemos descrito brevemente sobre las propiedades mecánicas y estructurales consecuentes, que serán discutidas más adelante.

VII. PROPIEDADES MECANICAS. RESULTADOS
EXPERIMENTALES DE LOS ACEROS ENSAYADOS

VII.1. DEFINICION DE PROPIEDADES MECANICAS.

Para poder estudiar, de forma sistemática y objetiva, el comportamiento de los metales y aleaciones y sus posibles campos de aplicación, es necesario conocer sus principales características físicas. Entre las diversas características que pueden interesar a niveles tecnológicos, las propiedades mecánicas son, en general, las más importantes y también las más empleadas para poder decidir, con cierto criterio, las posibilidades de utilización y los tratamientos y composiciones más idóneas para que una aleación responda a las exigencias requeridas respecto a una aplicación práctica determinada.

En esta introducción de un capítulo fundamentalmente orientado a la exposición de datos experimentales, sólo daremos las definiciones más generales de las propiedades mecánicas empleadas en este estudio, sin profundizar en la descripción de los procedimientos y equipos usados para su obtención y cálculo.

VII.1.1. PROPIEDADES OBTENIDAS DEL ENSAYO DE TRACCION.

El ensayo de tracción, es el ensayo del que se obtiene mayor número de propiedades mecánicas y por consiguiente, mayor información para el estudio de las características físico-mecánicas de una aleación.

Fundamentalmente, este ensayo consiste en la aplicación de una carga (fuerza) uniaxial y creciente sobre una probeta de dimensión y forma determinada, hasta provocar su rotura; motivo por el cual, este ensayo se encuadra dentro de los denominados destructivos.

La velocidad de aplicación de la carga es pequeña y de forma gradual y continua, por lo que el ensayo de tracción se considera como un ensayo mecánico cuasiestático.

Bajo la carga de tracción aplicada, desde cero hasta su valor máximo, la probeta sufre un alargamiento permanente que se medirá, después de la rotura, haciendo coincidir exactamente las dos partes de la probeta rota. Al mismo tiempo que se alarga la probeta, disminuyen sus dimensiones transversales, disminución que va acompañada de una generación de calor, localizada en la zona de estricción, debido al trabajo de deformación plástico irreversible.

De las cuatro magnitudes que se pueden obtener del ensayo de tracción, dos de ellas, el alargamiento y la estricción, se obtendrán por mediciones y cálculos sobre la probeta después de rota y las otras dos, límite elástico y resistencia a la tracción se calcularán directamente del diagrama fuerza-alargamiento que registra la máquina durante el desarrollo del propio ensayo.

Los ensayos de tracción efectuados en este trabajo, se han realizado a temperatura ambiente y sobre probetas de cabeza roscada de 8 mm. de diámetro inicial (d_0) y ley de semejanza $L_0 = 5 d_0$ (L_0 = longitud inicial entre trazos).

Las cuatro propiedades mecánicas obtenidas del ensayo y empleadas en este trabajo, se definen a continuación:

i) Alargamiento.

Es el aumento de la longitud experimentado por la probeta después de rota, expresado en tanto por ciento y por unidad de longitud inicial.

Su valor es:

$$A \% = \frac{Lu - Lo}{Lo} \times 100 \quad (\text{VII.1.})$$

Donde: Lu = Longitud final entre trazos.

Lo = Longitud inicial entre trazos.

ii) Estricción.

Se define como la reducción de sección transversal que experimenta la probeta justamente en la zona de rotura, expresada en tanto por ciento y por unidad de sección transversal inicial.

Su valor es:

$$Z \% = \frac{So - Su}{So} \times 100 \quad (\text{VII.2.})$$

Donde: So = Sección transversal inicial de la probeta.

Su = Sección transversal final en la zona de rotura.

iii) Límite elástico.

Se define como la mayor tensión a que puede someterse un material sin que, al retirar la carga, conserve deformación permanente alguna.

La forma de encontrar su magnitud es, hallar sobre el diagrama fuerza-alargamiento, la carga que corresponde al cambio de pendiente del tramo recto de la curva (zona de de-

formación elástica) y dividir este valor por la sección transversal inicial de la probeta.

$$R_e = \frac{P_e}{S_0} \quad (\text{VII.3.})$$

Las unidades más empleadas son: $\frac{Kp}{mm^2}$ y

$$\frac{N}{mm^2}$$

iv) Resistencia a la tracción.

Se define como el cociente entre la fuerza máxima (registrada por la máquina) y la sección transversal inicial de la probeta.

$$R = \frac{P_m}{S_0} \quad (\text{VII.4})$$

Las unidades más empleadas, igual que para el límite elástico, son: $\frac{Kp}{mm^2}$ y $\frac{N}{mm^2}$

VII.1.2. DUREZA.

La definición más generalizada de dureza, es la de considerarla como la medida de la resistencia que oponen los cuerpos a la penetración. No obstante, la dureza es una propiedad cuya interpretación nos puede dar una idea sobre muchas propiedades mecánicas, tales como la resistencia del material, la resistencia al desgaste y las posibilidades de mecanización.

Además de este amplio campo de información que obtenemos del estudio de la dureza, hay otro motivo por el que esta propiedad adquiere una importancia singular en este estudio, la comprobación sencilla y rápida de la correcta ejecución de los tratamientos térmicos realizados.

La dureza de un material depende de su elasticidad, de su estructura cristalina y de las interacciones entre los cristales de que está constituido el material.

En los metales puros, la dureza aumenta proporcionalmente con la cohesión y por tanto, con el número de átomos por unidad de volumen y su distribución ordenada en redes, siendo éste el motivo por el que las estructuras atómicas obtenidas por distintos tratamientos térmicos poseen diferentes durezas.

En las aleaciones, la dureza aumenta con la acritud, con la presencia de soluciones sólidas o de compuestos intermetálicos y con las tensiones internas producidas en tratamientos mecánicos y térmicos.

A lo largo de este trabajo se han empleado dos tipos de dureza Rockwell y Vickers dependiendo del tipo de información perseguido y del estado metalúrgico del acero.

La prueba de dureza Rockwell, consiste en hacer penetrar, en dos tiempos, en la capa superficial de la pieza bajo examen, un penetrador de forma prefijada y medir la profundidad de penetración permanente de la huella producida.

La unidad para medir tal aumento se toma igual a 0,002 mm. y por tanto la dureza Rockwell viene expresada por el número que indica cuántas veces el aumento permanente contiene a la unidad convencional de medida.

La dureza Rockwell se expresa con el símbolo HR y se lee directamente sobre el aparato de ensayo, después de haber eliminado la carga adicional.

Los tipos de dureza Rockwell más empleados son el B y C diferenciándose únicamente por el tipo de penetrador

empleado y la carga total introducida. Sus campos de aplicación vienen impuestos por las propias limitaciones de escalas, siendo la escala B la apropiada para materiales blandos y la C para duros.

La escala B (dureza HRB) emplea penetrador de bola de acero de 1,5875 mm. de diámetro y carga total de 100 Kp.

La escala C (dureza HRC) emplea penetrador de diamante en forma de cono con ángulo de abertura de 120° y vértice redondeado en casquete esférico de radio igual a 0,2 mm.; la carga total aplicada es de 150 Kp.

La prueba de dureza Vickers, consiste en marcar sobre la superficie de la pieza en exámen una huella permanente, mediante un penetrador de diamante en forma de pirámide de base cuadrada y ángulo en el vértice de 136° , sobre el que se aplica, sin choque, una carga prefijada.

La dureza Vickers se expresa como la relación de la carga aplicada en kilopondios y el área de la huella permanente en milímetros cuadrados. Por tanto sus unidades son Kp/mm^2 .

Existe una variedad enorme en la magnitud de cargas aplicadas, por lo que generalmente se especificará el valor de dicha carga empleada en el ensayo.

VII.1.3. RESILIENCIA.

Durante mucho tiempo, el ensayo de tracción fue el único que se empleaba para juzgar la calidad de los aceros y en él, como se vió anteriormente, las cargas se aplican de forma lenta y progresiva. Por tanto, la resistencia y alargamiento que se determinaron en este ensayo, serán características que sirven para el cálculo de materiales en estructuras estáticas, pero no serán válidas para el conocimiento de materiales sometidos a esfuerzos dinámicos.

Las propiedades mecánicas obtenidas del ensayo de tracción nos darán pues, una idea de la ductilidad de los materiales, pero sin embargo, nada podrán decirnos de su grado de tenacidad o de fragilidad.

La ductilidad, que se define como la aptitud que tienen ciertos materiales para deformarse por estirado bajo la acción de esfuerzos que crecen progresivamente, se puede conocer con alguna aproximación mediante el valor del alargamiento; y aunque en general, los materiales muy dúctiles, de alargamientos elevados, suelen ser más tenaces que los que poseen bajos alargamientos, no se puede establecer una correspondencia exacta entre los alargamientos y la tenacidad.

Un material se considera tenaz cuando posee una buena resistencia a la tracción asociada a un buen alargamiento y a una buena resiliencia.

La resiliencia es considerada como la aptitud para resistir sollicitaciones por choque y puede admitirse que es directamente proporcional a la tenacidad del material, pero, como se indicó anteriormente, esta propiedad es insuficiente por sí sola para valorar la tenacidad, debiendo ir siempre acompañada de la resistencia a la tracción y el alargamiento.

Puesto que el ensayo de resiliencia es un ensayo por choque a flexión y como tal de tipo dinámico en el que la carga se aplica instantáneamente con su valor máximo, la resiliencia se mide determinando la energía cinética absorbida en la rotura del material. El valor de la resiliencia, por indicar la aptitud del material para absorber una sobrecarga instantánea, tiene una gran importancia para aquéllos cálculos de materiales destinados a la construcción de órganos de máquinas que deban resistir esfuerzos dinámicos.

El ensayo de resiliencia consiste en romper de un solo golpe, con un mazo de caída pendular, una probeta de forma y dimensiones prefijadas, con una entalla en su zona central y apoyada por sus extremos.

La resiliencia se calcula por la relación entre el trabajo absorbido por la rotura y el área de la sección recta de la probeta en el plano de simetría de la entalla (sección resistente). Sus unidades más empleadas son $\frac{\text{Kpm}}{\text{cm}^2}$ y $\frac{\text{J}}{\text{cm}^2}$ y su símbolo más generalizado es KC al que se añade otra letra que indica la forma de la entalla de la probeta, en V o en U.

En este estudio se emplearon probetas Charpy, que son prismas de 10 x 10 x 55 mm., con entalla en U de 5 mm. de profundidad y 0,5 cm² de sección resistente.

VII.2. DIAGRAMAS DE REVENIDO.

Uno de los sistemas más completos y representativos para conocer y estudiar, de forma absoluta y comparativa, la variación de las propiedades mecánicas con las temperaturas de revenido, son los conocidos diagramas de revenido. En ellos, se puede observar que para temperaturas de revenido crecientes se produce, para todos los aceros estudiados, una disminución de la resistencia a la tracción, límite elástico y dureza, al mismo tiempo que aumentan el alargamiento, estricción y resiliencia.

El conocimiento del diagrama de revenido es, pues, una herramienta de extraordinario valor en el estudio tecnológico y científico de los aceros, ya que nos ofrece una información completa de la respuesta de estos materiales a los tratamientos térmicos de uso más frecuente.

Aunque originalmente los diagramas de revenido fueron concebidos para los tratamientos de temple, en este estudio se ha ampliado su aplicación a tratamientos de normalizado, debido a que en los aceros con contenido de carbono más elevado, este tratamiento es de frecuente utilización para el logro de ciertos objetivos muy específicos.

VII.2.1. NORMALIZADO Y REVENIDO.

No es frecuente encontrar, aún en bibliografía especializada, un estudio sistemático de grupos determinados de aceros moldeados en condiciones de normalizado y revenido; quizás esto se deba, a que la importancia del tratamiento térmico de normalizado como tratamiento final sea de uso muy limitado. No obstante, cuando se pretende conseguir una panorámica global del comportamiento de un grupo de aceros es imprescindible, aunque solo sea con fines comparativos, conocer la evolución de las propiedades mecánicas en estados intermedios, de los que como se verá en los capítulos finales de interpretación de resultados se pueden obtener conclusiones ciertamente importantes.

Las figs. 28 a 34, representan los diagramas de revenido para siete aceros ensayados de las series cromo-molibdeno y carbono-manganeso.

Se observará que se ha omitido el diagrama para el acero AM.18CrMo4, debido a la ineficacia de los tratamientos de revenido sobre estructuras de normalizado en aceros con contenido de carbono bajos; hecho que se ha constatado para el acero AM.18Mn5 y que hemos creído innecesario repetir en su homólogo de la serie Cr-Mo.

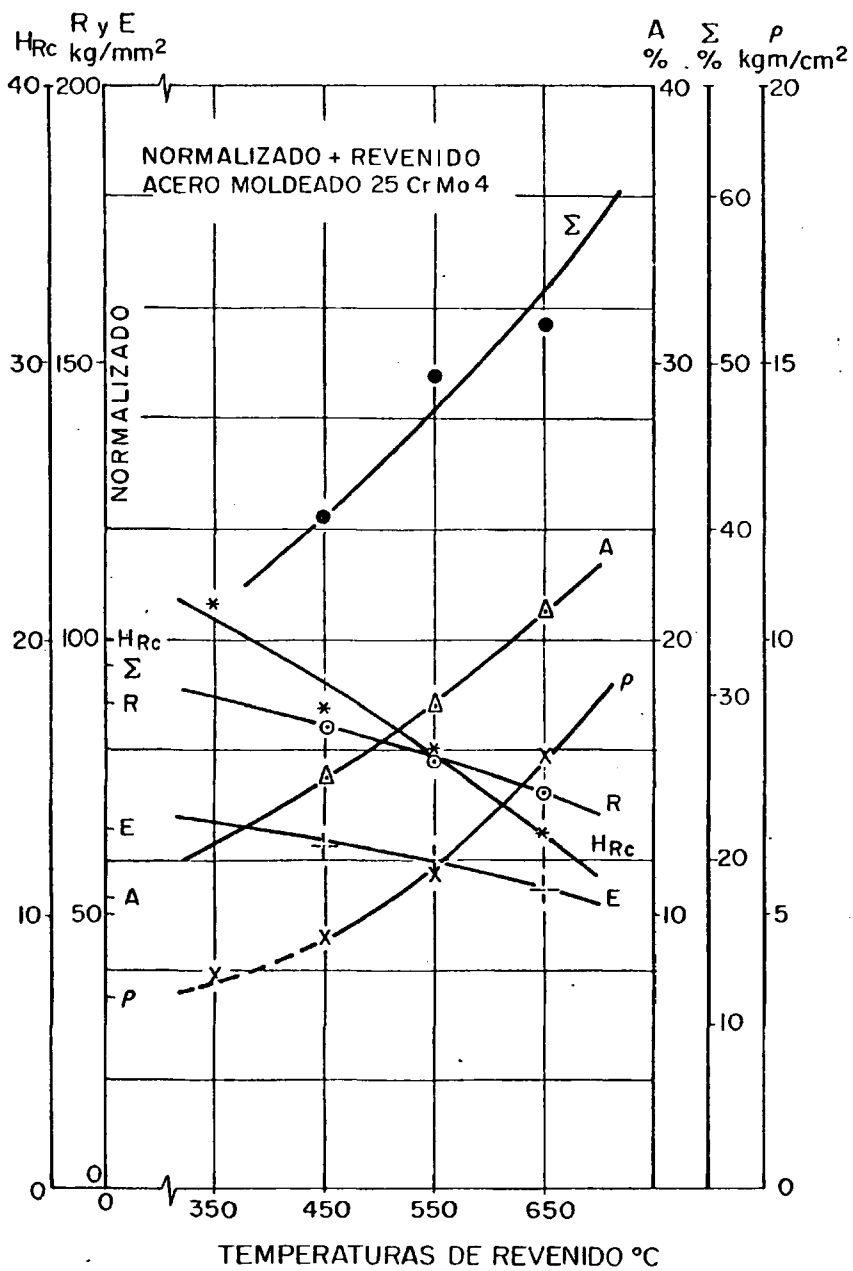


Fig. 28. Diagrama de Normalizado + revenido.
Acero moldeado 25CrMo4.

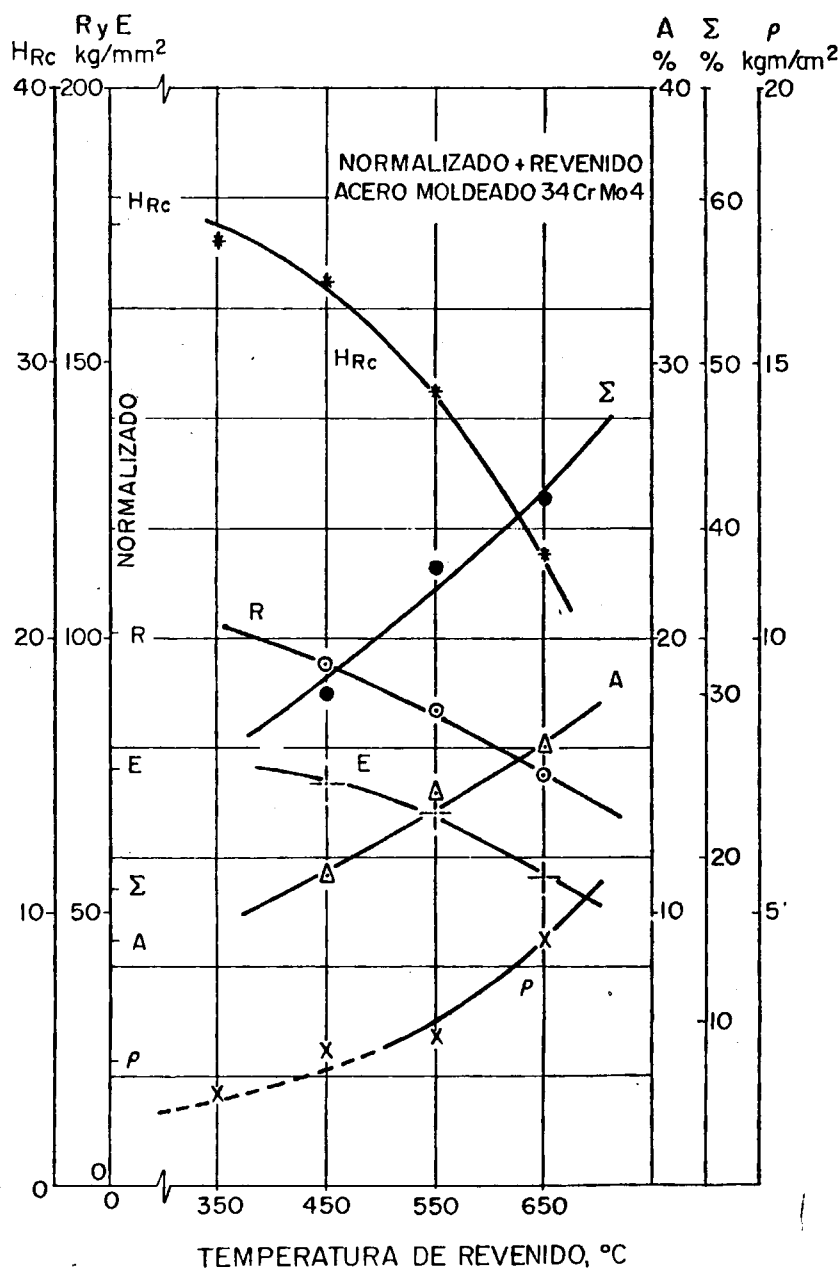


Fig. 29. Diagrama de normalizado + revenido.
Acero moldeado 34CrMo4.

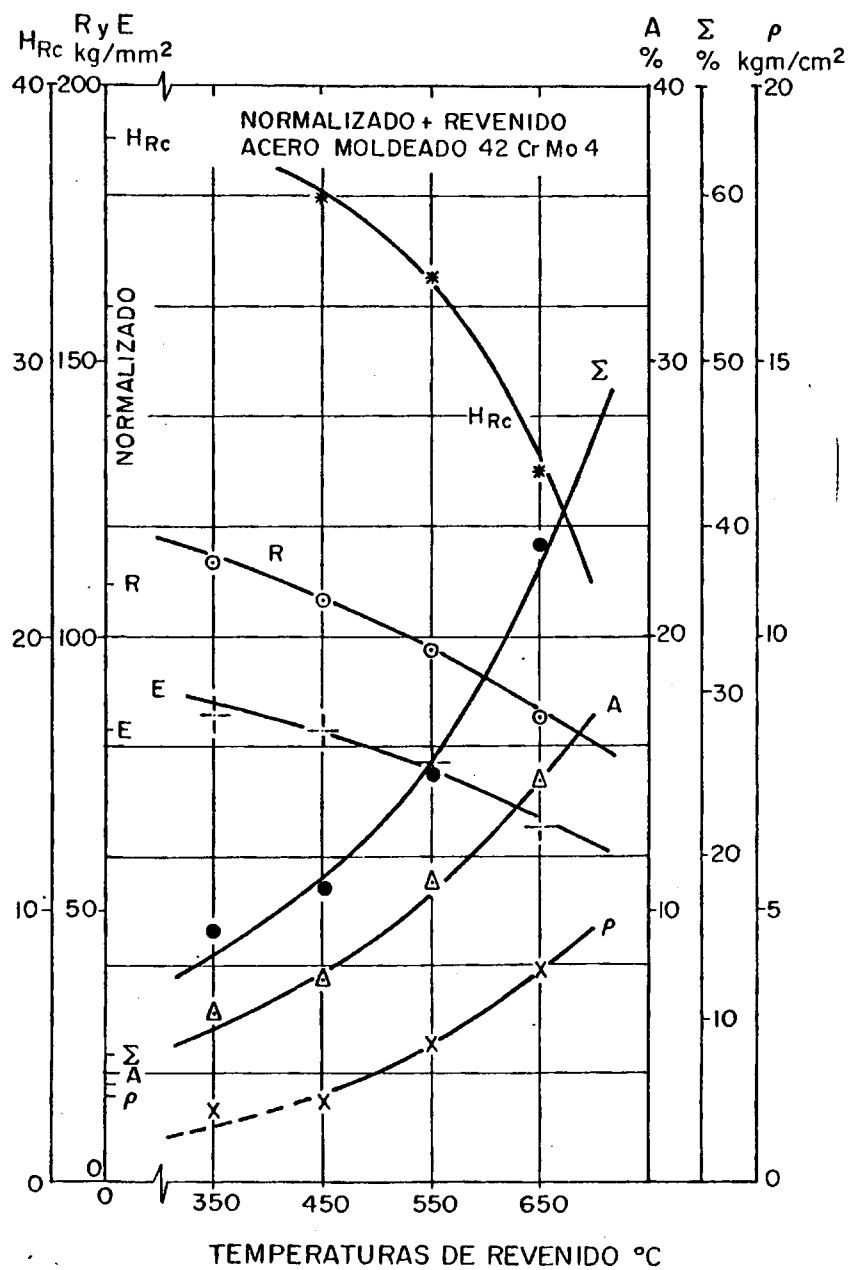


Fig. 30. Diagrama de normalizado + revenido.
Acero moldeado 42CrMo4.

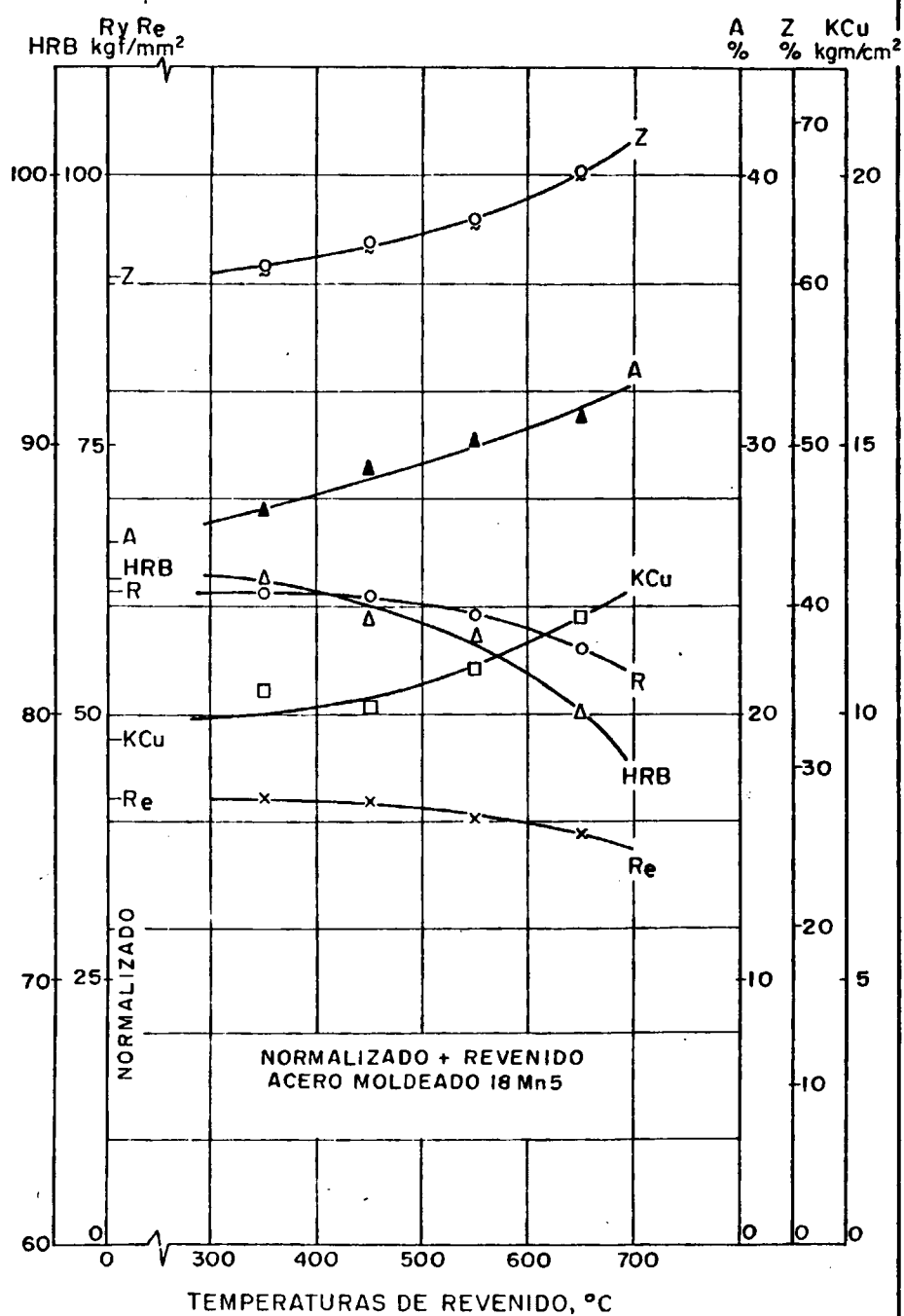


Fig. 31. Diagrama de normalizado + revenido. Acero moldeado 18Mn5.

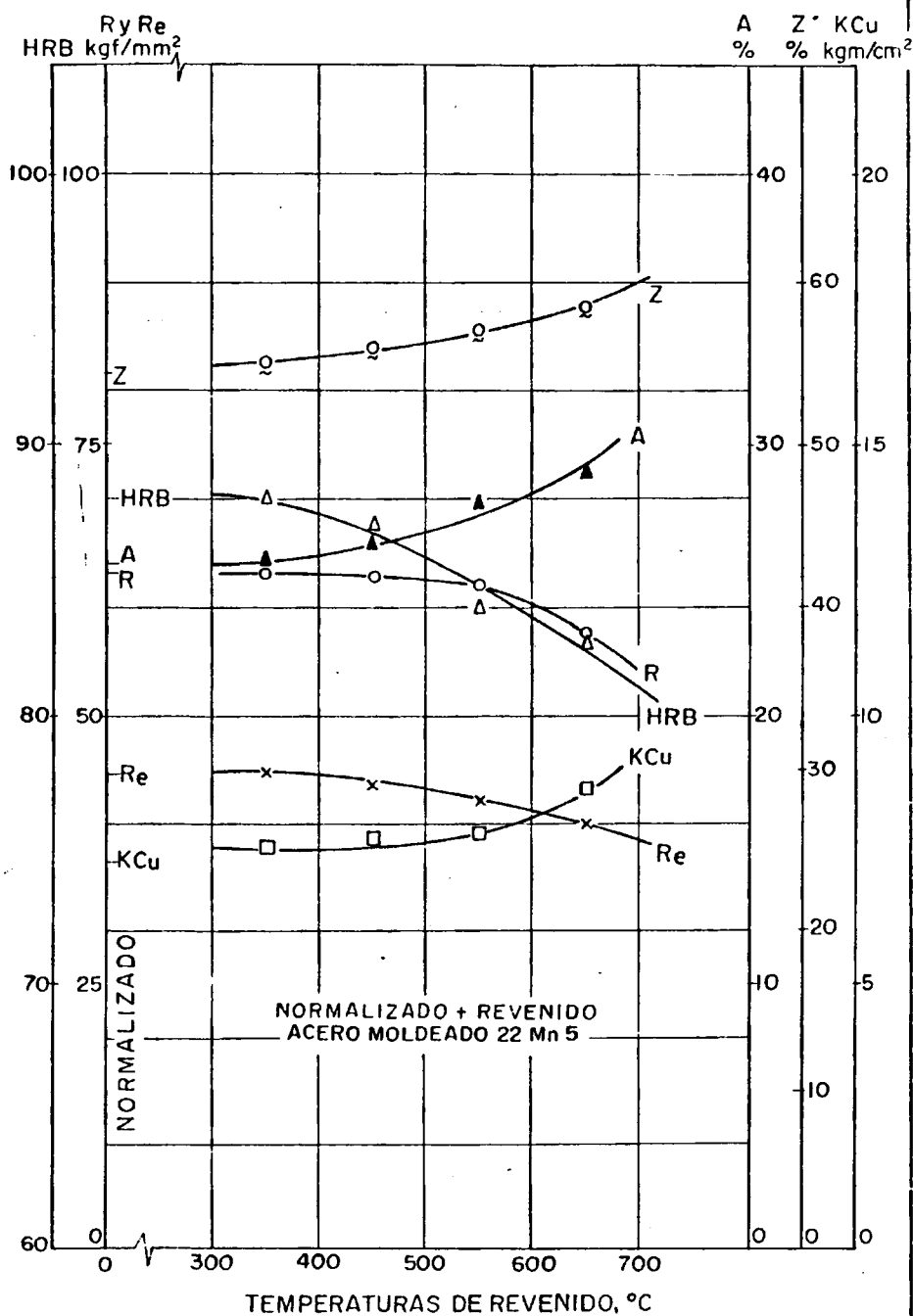


Fig. 32. Diagrama de normalizado + revenido.
 Acero moldeado 22Mn5.

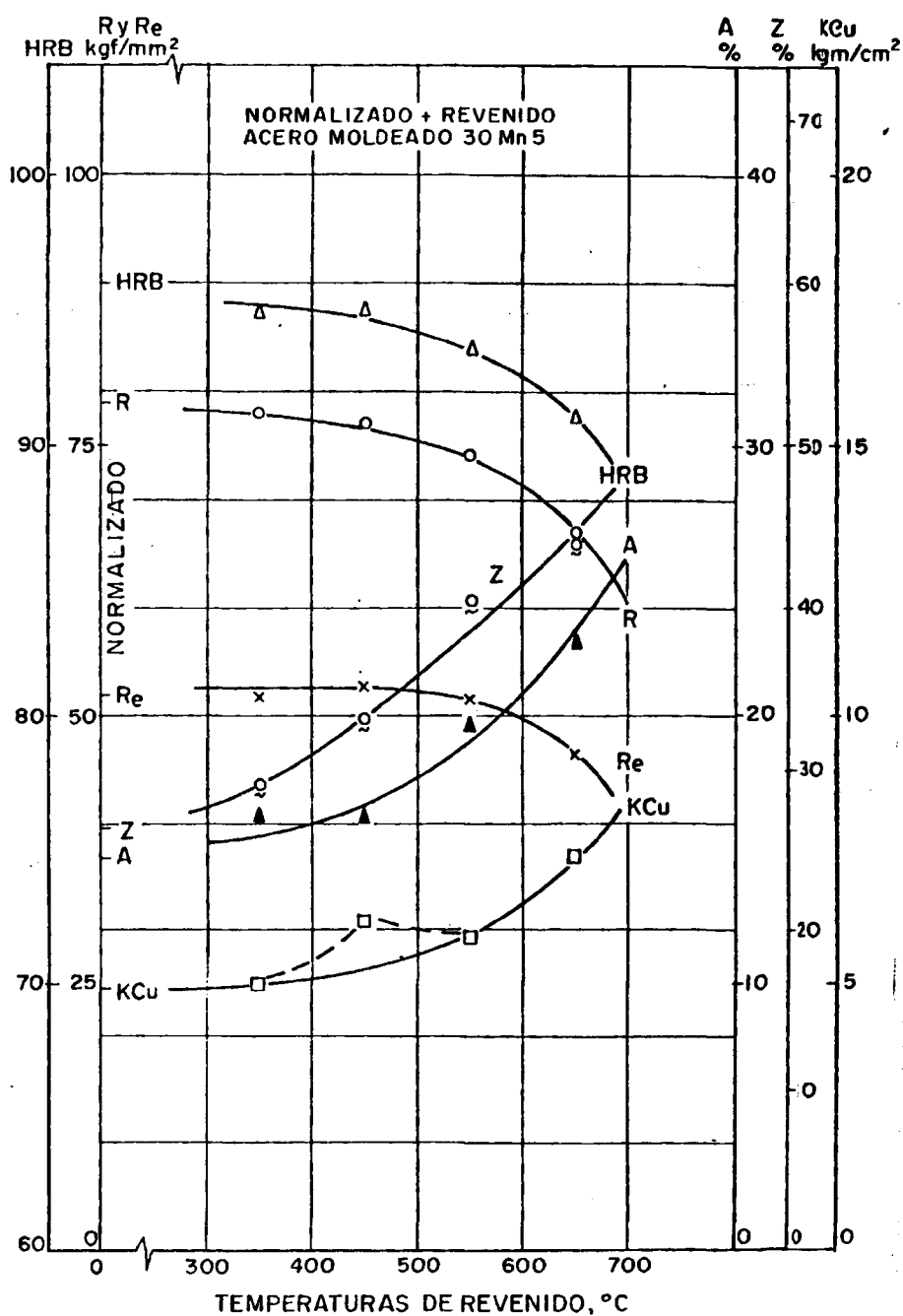


Fig. 33. Diagrama de normalizado + revenido.
Acero moldeado 30Mn5.

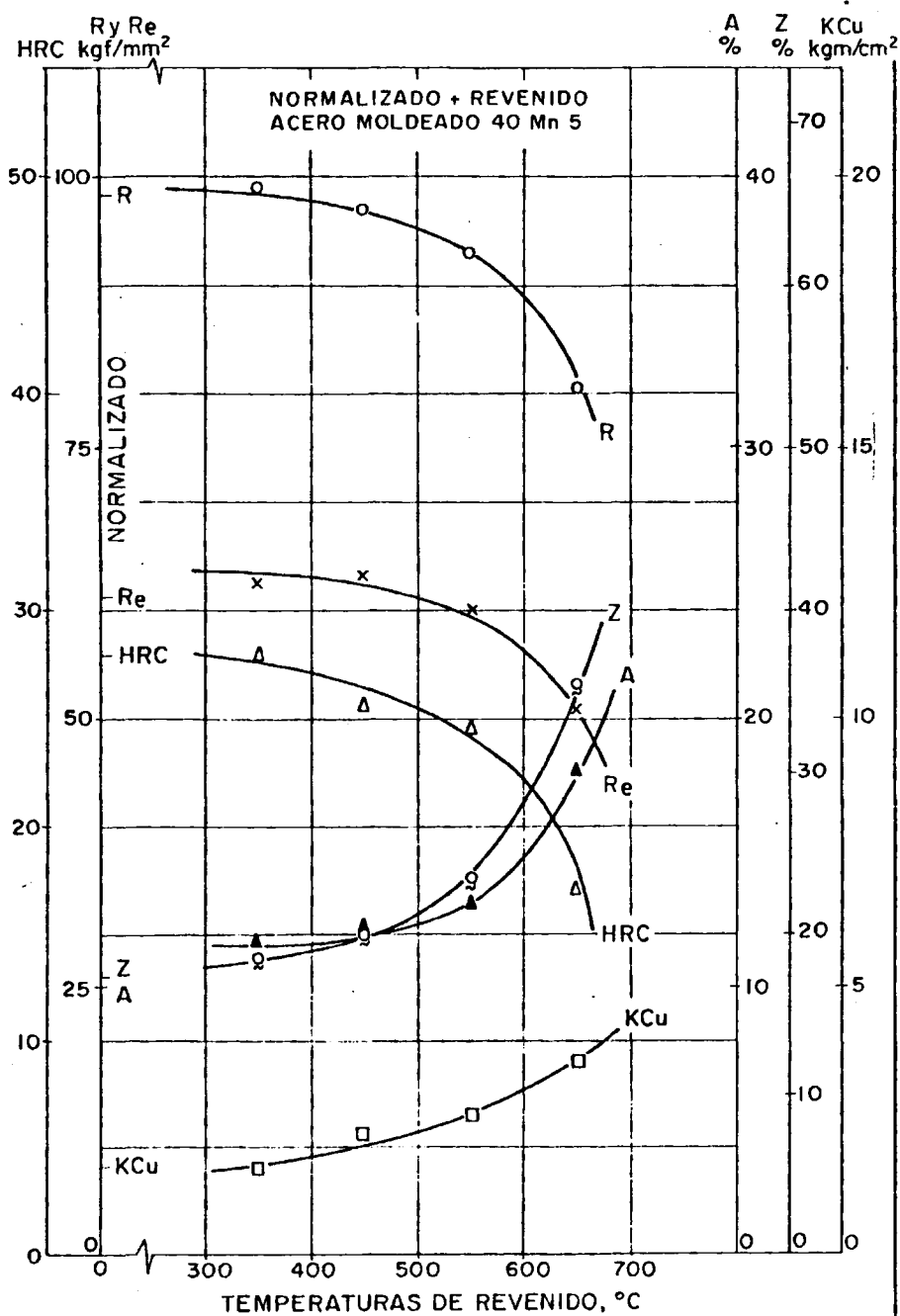


Fig. 34. Diagrama de normalizado + revenido.
Acero moldeado 40Mn5.

La observación global de estos diagramas de revenido, hace patente un efecto común a todos los aceros cuando elevamos progresivamente las temperaturas de revenido, el cual se traduce en una disminución de las propiedades resistivas (Dureza HR, Resistencia a la Tracción R y Límite Elástico Re) y en un aumento de las propiedades dúctiles y tenaces (Alargamiento A, Estricción Z y Resiliencia KCU).

No obstante, un estudio más minucioso nos indica, que aunque los efectos producidos por los revenidos sobre estructuras de normalizado son en términos absolutos poco importantes, las variaciones relativas de las propiedades tenaces son muy superiores a las obtenidas para las propiedades de resistencia. Asimismo se deduce que las variaciones relativas, para ambos tipos de propiedades, adquieren valores tanto mayores cuanto más alto es el contenido de carbono, lo cual justificaría, como se indicó anteriormente el empleo de los tratamientos de normalizado y revenido en aceros de contenido de carbono más elevados.

Finalmente, si comparamos los efectos producidos en ambas series, la Cr-Mo y la C-Mn, se puede concluir que estos efectos, reflejados por las variaciones relativas de las propiedades mecánicas, son sustancialmente mayores en la serie del Cr-Mo que en la del C-Mn.

Evidentemente, las conclusiones obtenidas de estos diagramas, únicamente descritas y enunciadas en este apartado, tendrán una amplia justificación teórica por análisis metalográfico en capítulos posteriores.

VII.2.2. TEMPLE Y REVENIDO.

Si, como se expuso anteriormente, el tratamiento de revenido fue concebido para ser realizado sobre estructuras de temple, alcanzando así su máxima expresión y efectividad, en los aceros moldeados de baja aleación, estos tratamientos adquieren una importancia muy especial al ser capaces

de dotarlès de estructuras sobre las que se obtienen una combinación óptima de propiedades resistivas, dúctiles y tenaces.

En los aceros moldeados para temple y revenido, el contenido de carbono no debe ser superior a 0,45 %, ya que existe el peligro de aparición de grietas durante la propia solidificación (grietas en caliente) durante el tratamiento térmico y/o en procesos de oxicorte o soldadura.

Las características que imprimen estos tratamientos junto con el aumento de templabilidad, por efecto de los elementos de aleación, hacen que estos aceros moldeados sean empleados frecuentemente incluso en tecnologías muy especiales de alta responsabilidad.

Las figs. 35 a 43 , muestran los diagramas de revenido para temple obtenidos experimentalmente para nueve aceros de las series Cr-Mo y C-Mn.

En esta ocasión, la serie del Cr-Mo se ha incrementado por un nuevo acero de bajo contenido de carbono (0,13%), con el fin de conocer experimentalmente el efecto de revenido sobre aceros de baja templabilidad.

La composición química de este nuevo acero, que denominamos AM.14CrMo4, es 0,13 % C, 0,50% Mn, 0,20% Si, 0,018% P, 0,014% S, 0,90% Cr y 0,20% Mo; el tratamiento térmico de normalizado de homogeneización fue a 900°C con enfriamiento en aire y el de temple fue a 890°C con enfriamiento en agua.

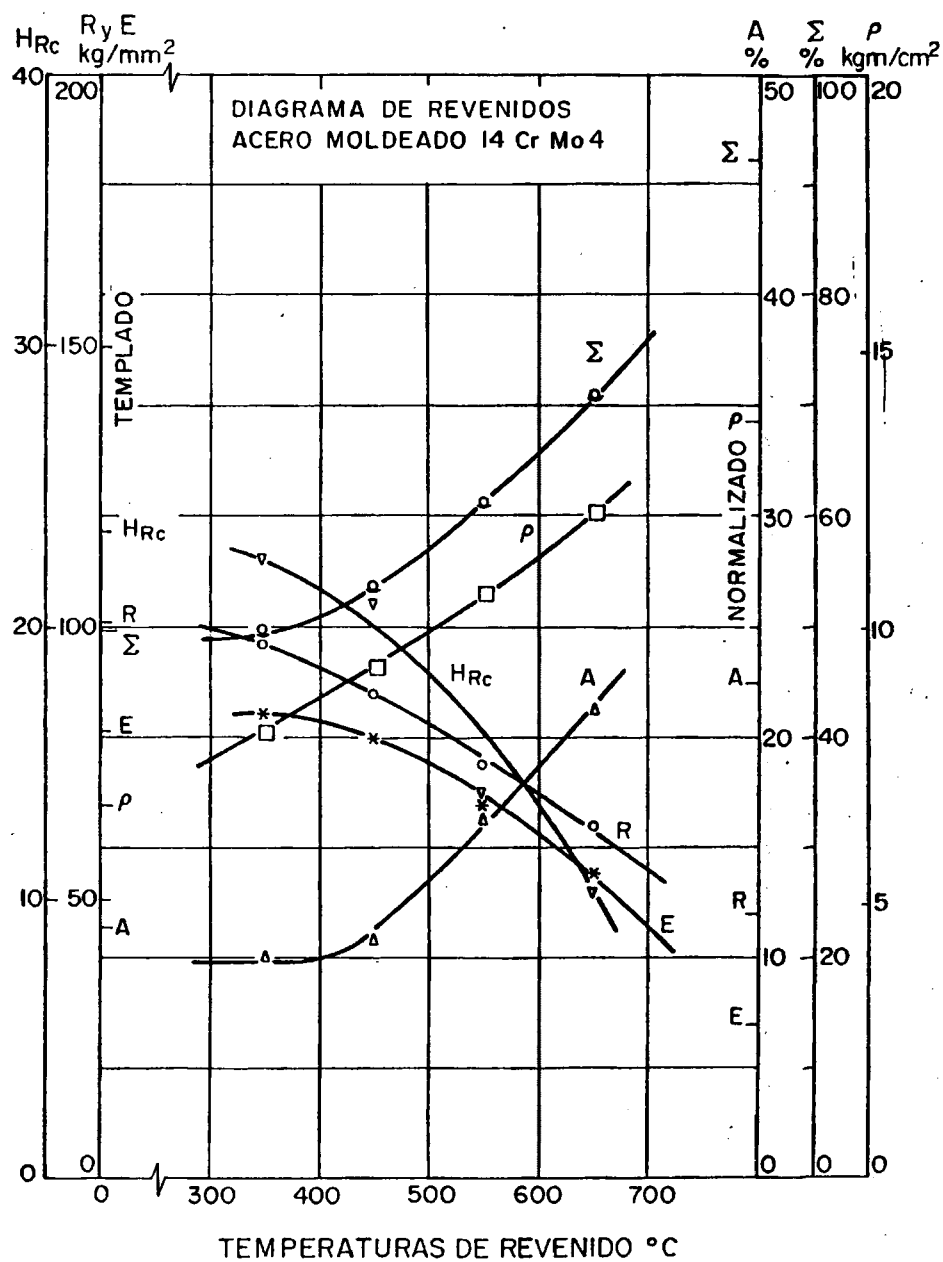


Fig. 35. Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 14CrMo4.

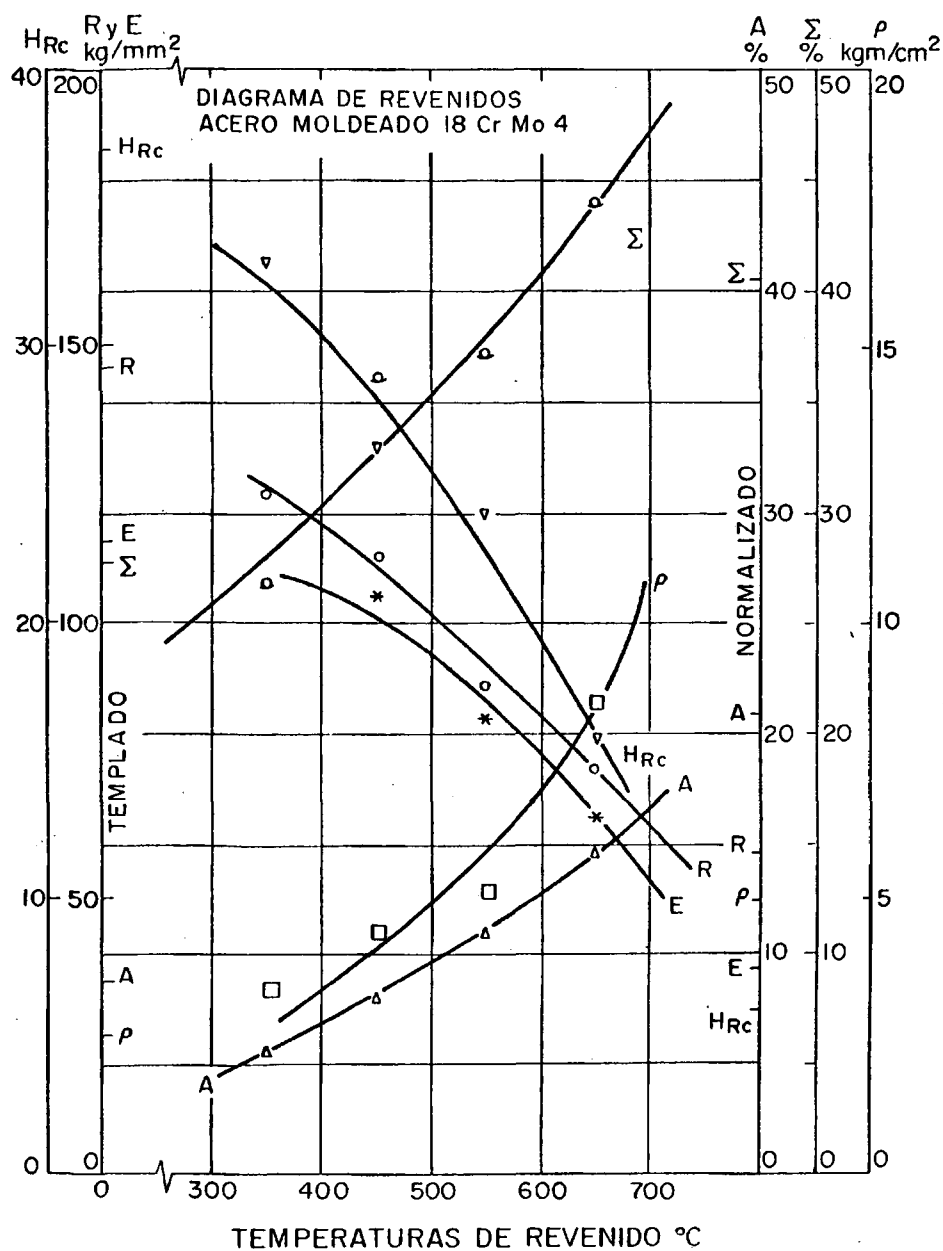


Fig. 36. Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 18CrMo4.

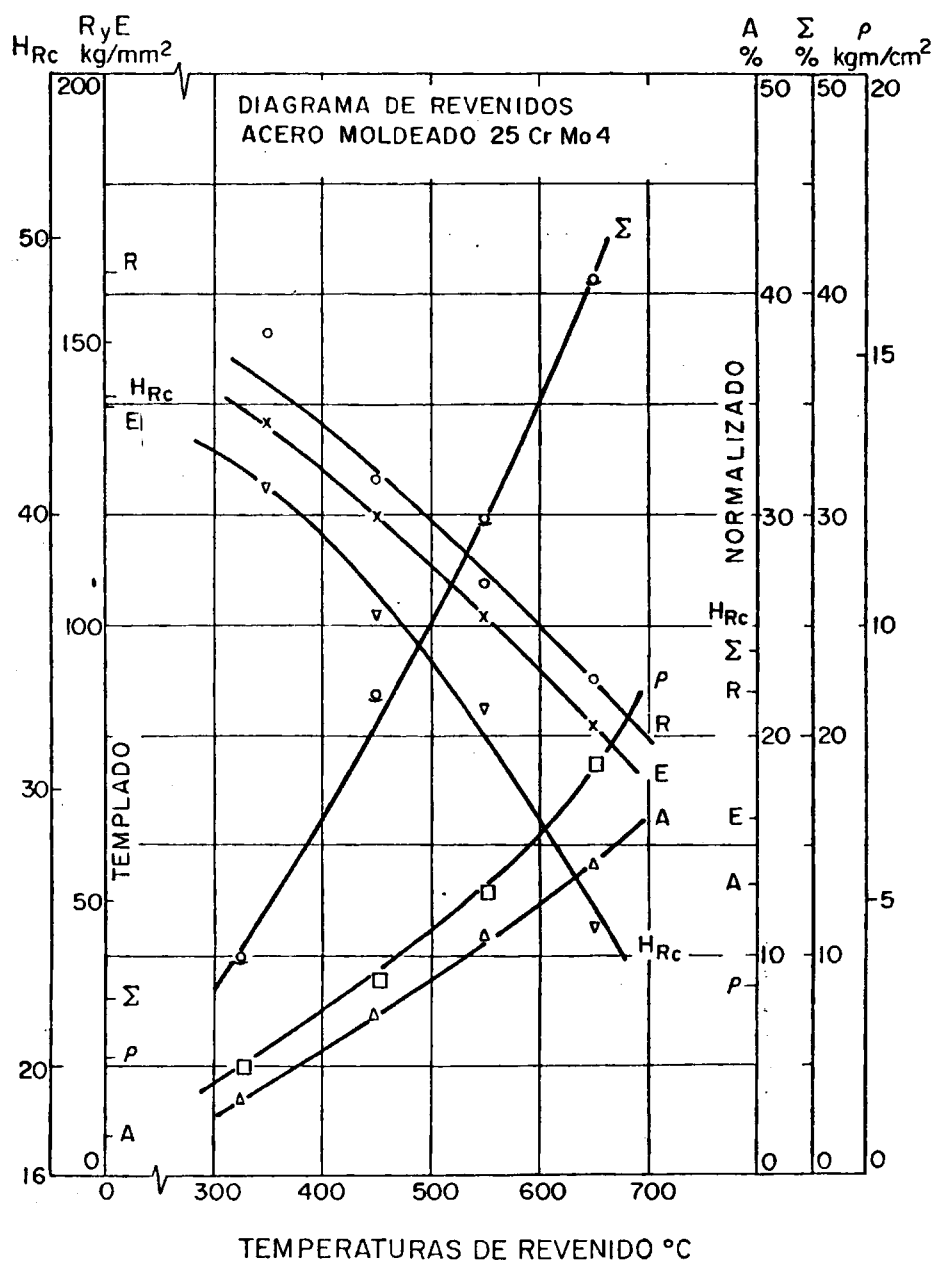


Fig. 37. Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 25CrMo4.

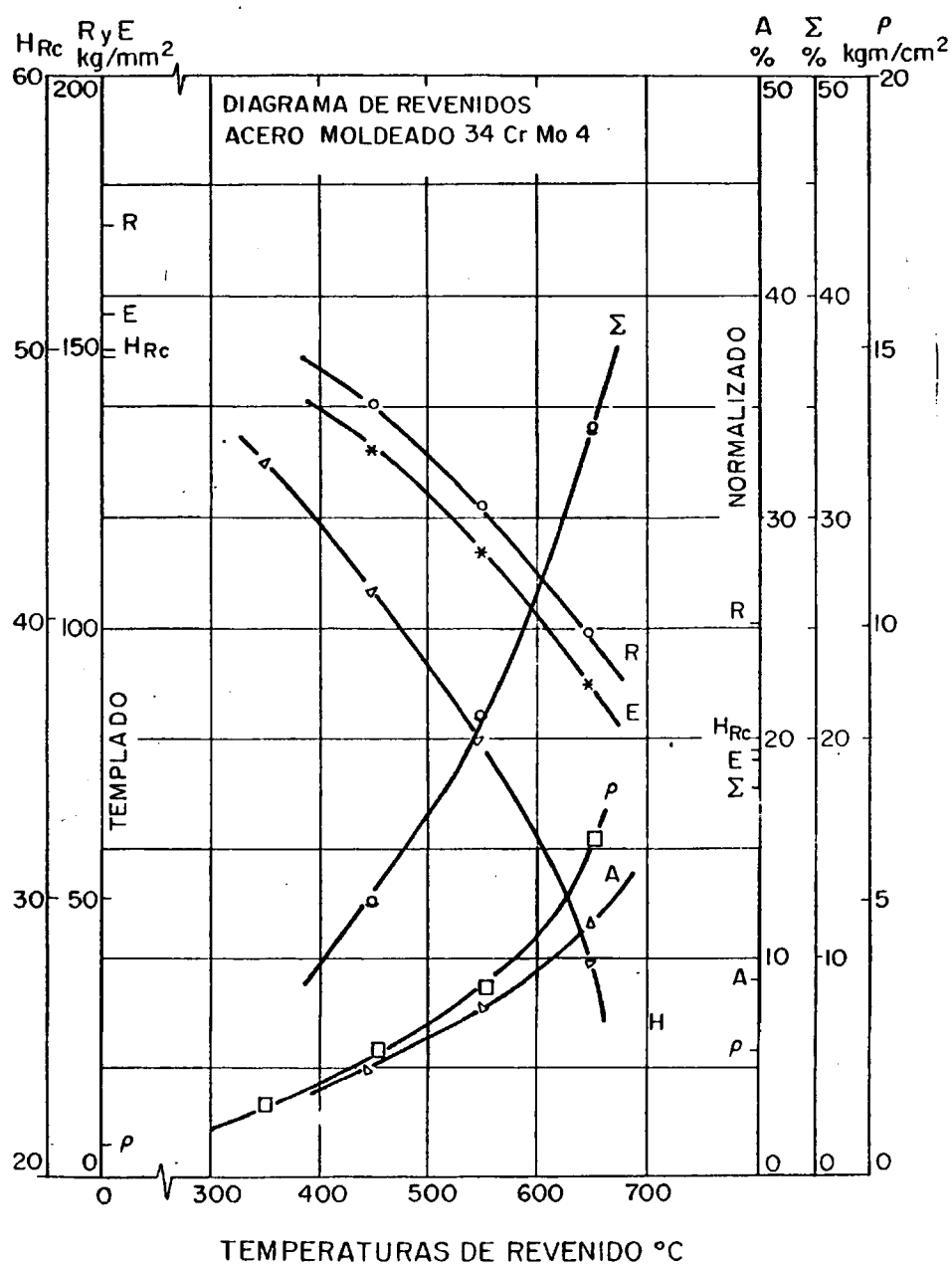


Fig. 38. Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 34CrMo4.

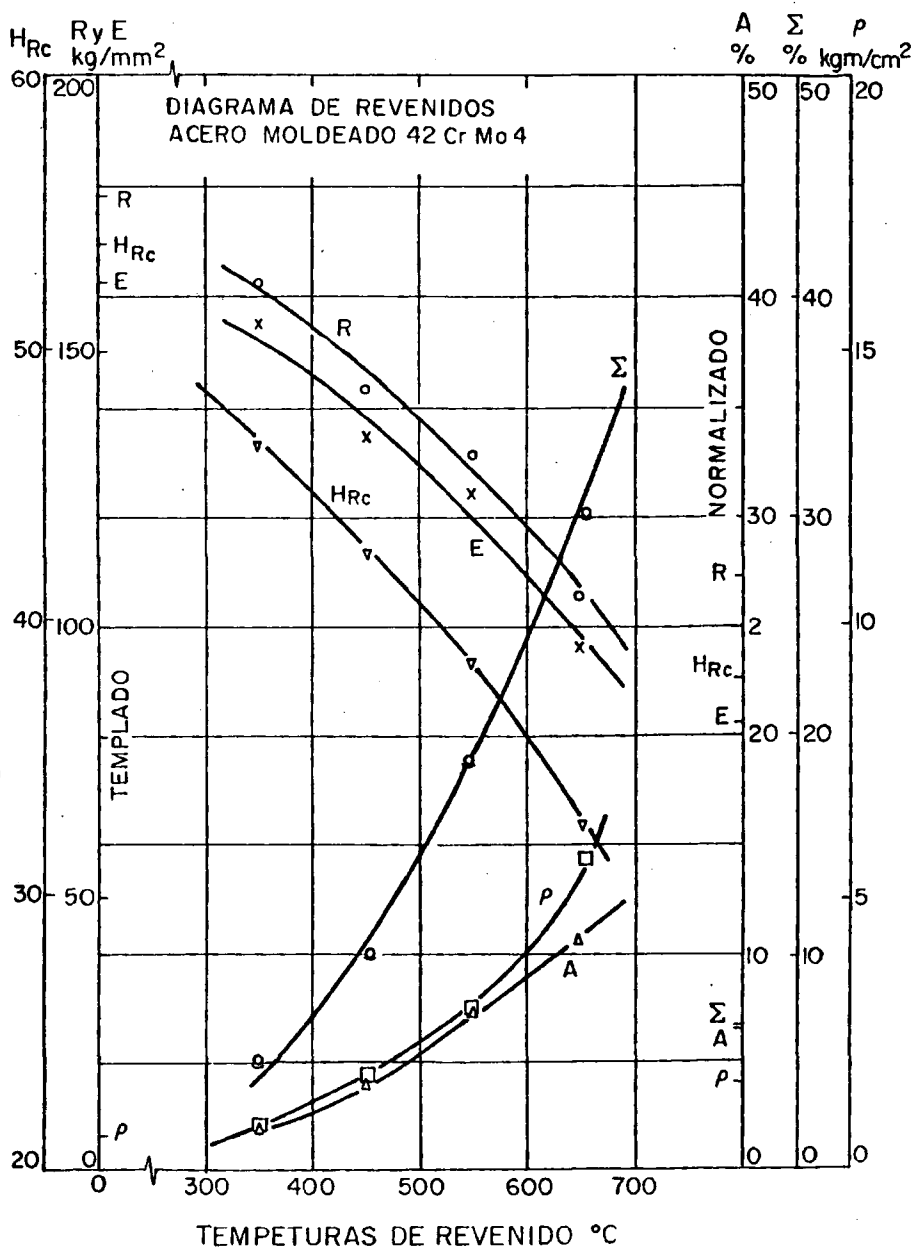


Fig. 39. Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 42CrMo4.

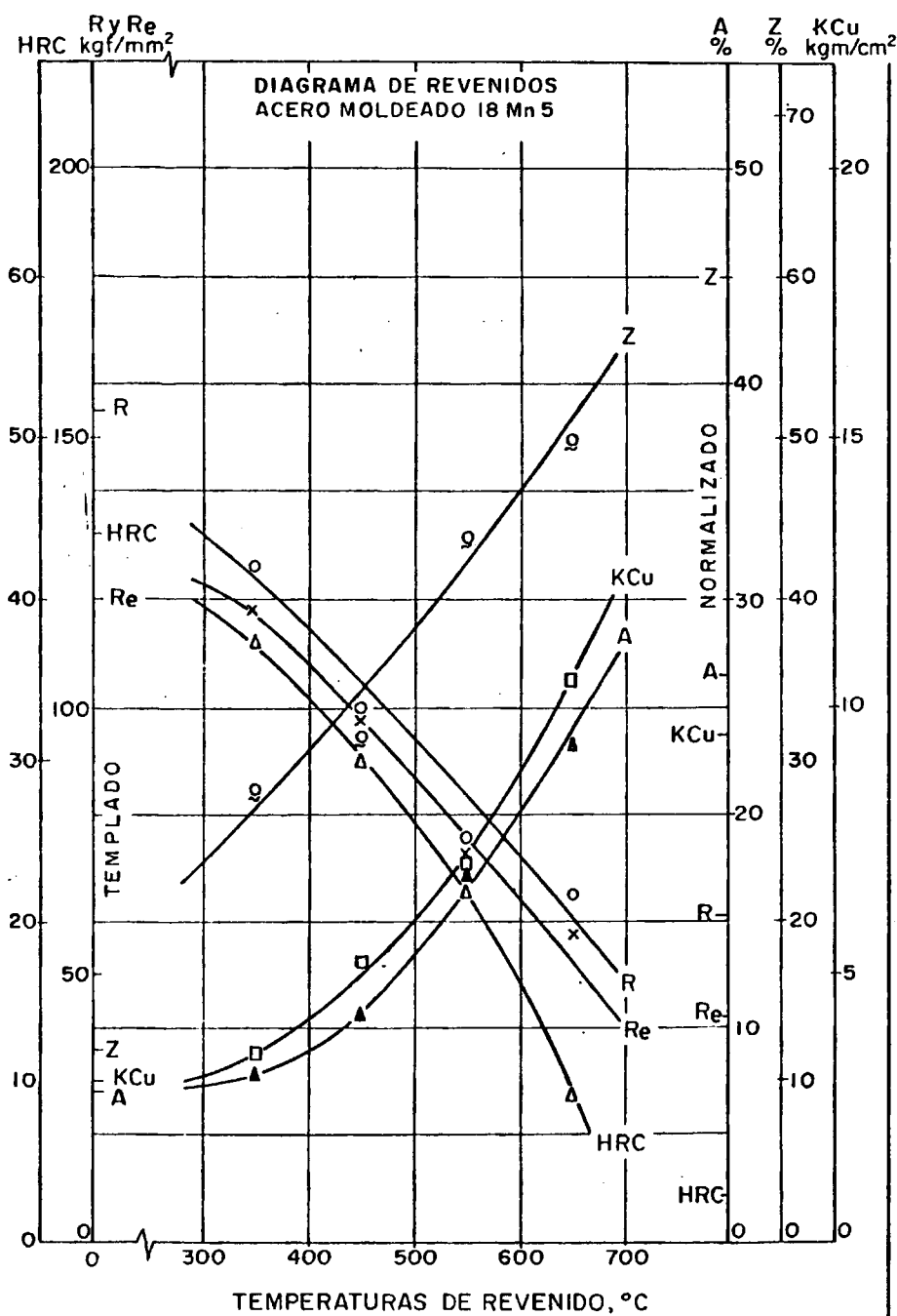


Fig. 40 . Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 18Mn5.

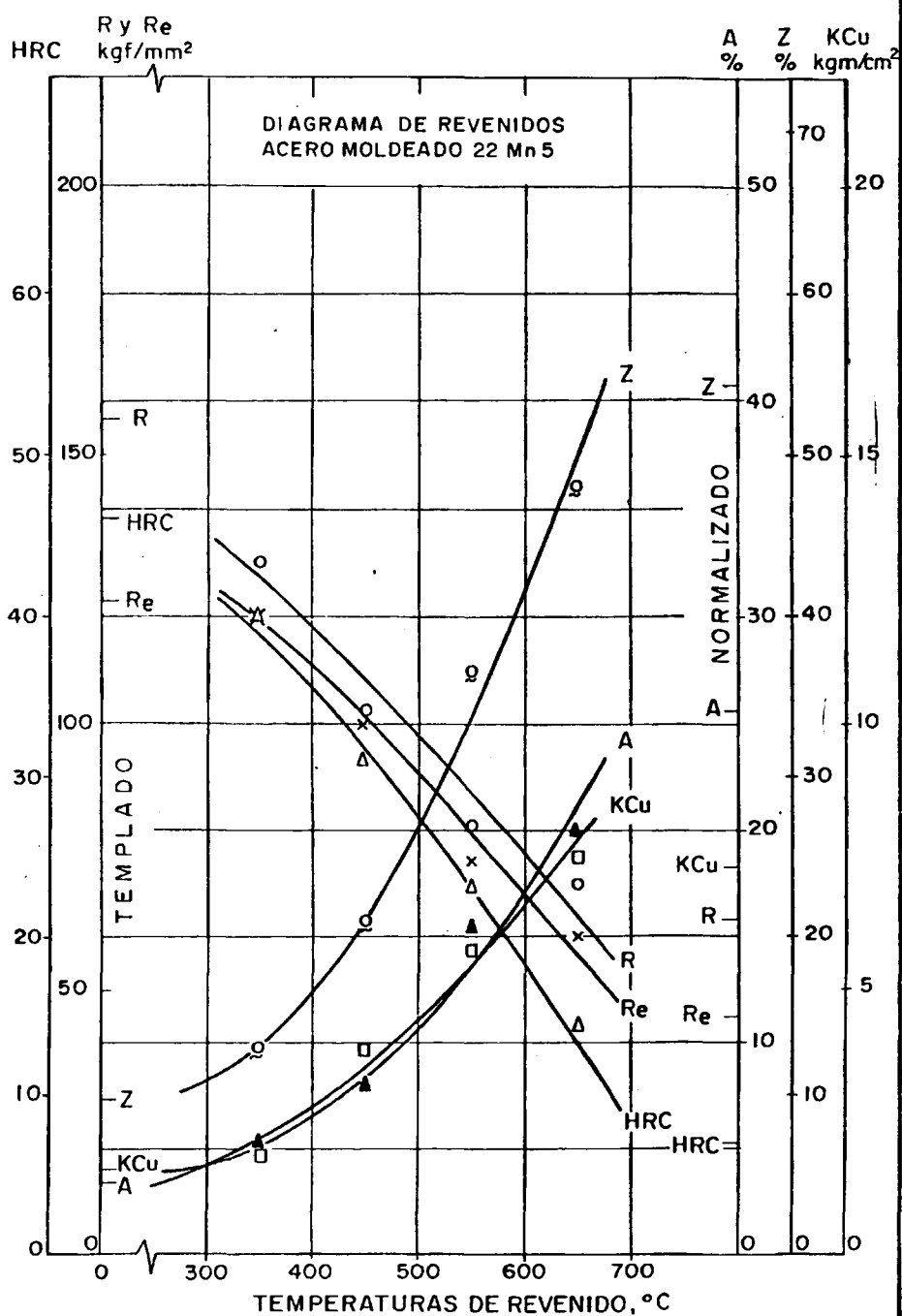


Fig. 41. Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 22Mn5.

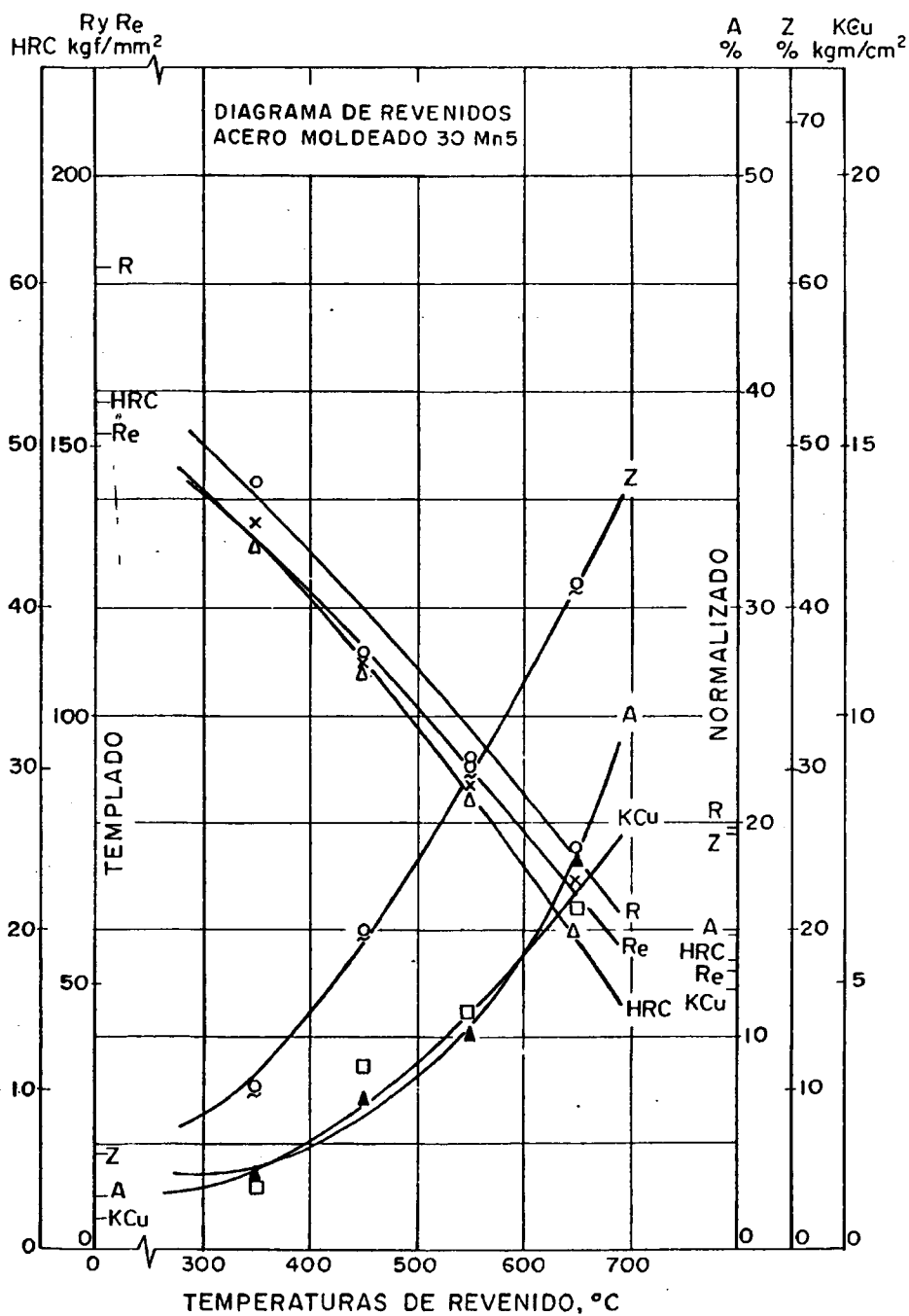


Fig. 42. Diagrama de temple + revenido
Acero Moldeado 30Mn5.

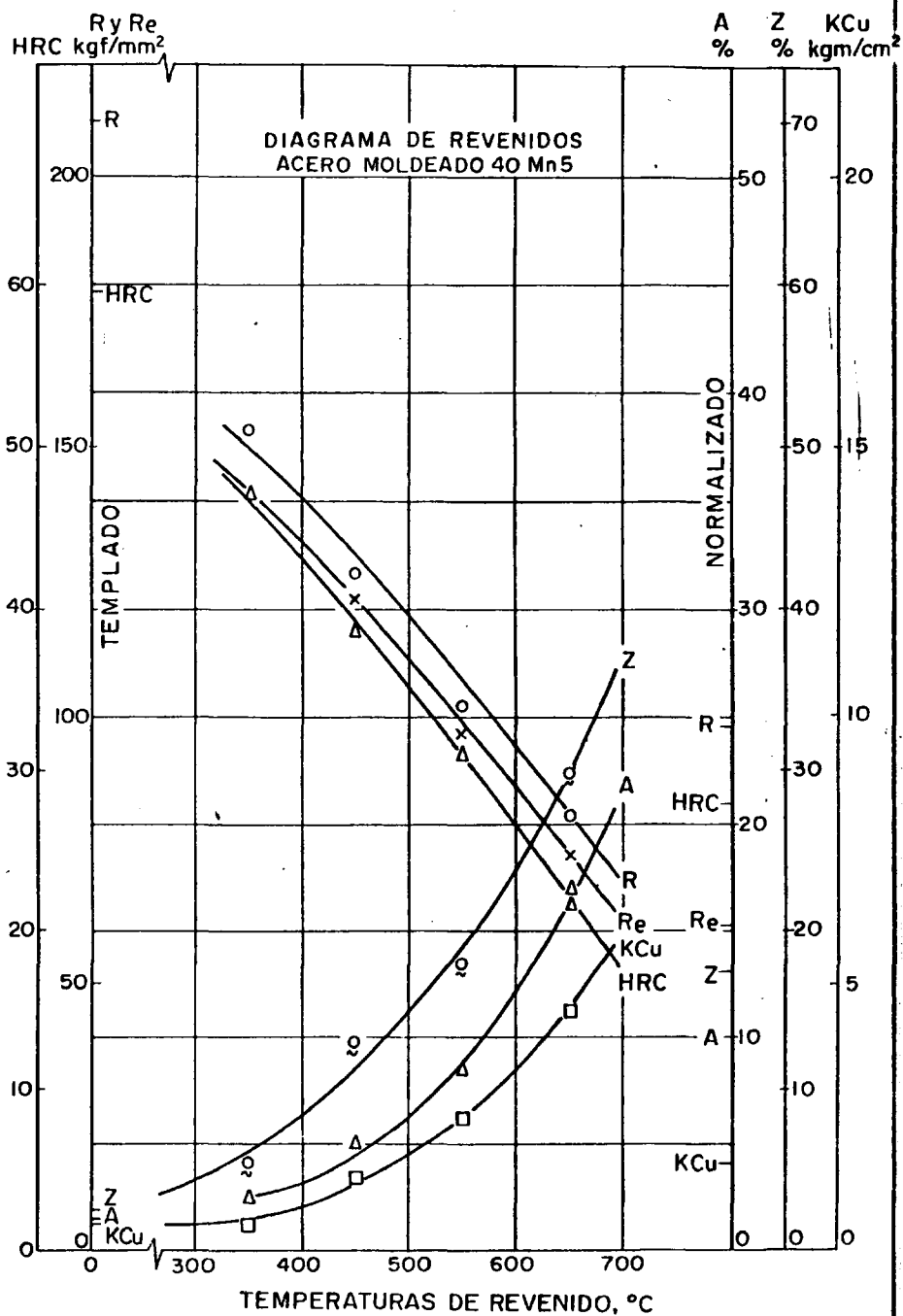


Fig. 43. Diagrama de temple + revenido
Acero moldeado 40Mn5.

Evidentemente, la variación de propiedades mecánicas por efecto del revenido a temperaturas crecientes sobre estructuras de temple sigue, cualitativamente la misma conducta general de aumento de las propiedades de ductilidad y tenacidad y disminución simultánea de las de resistencia, que la observada en los diagramas de revenido desde el estado de normalizado.

No obstante, como se indicó en reiteradas ocasiones y ahora podemos confirmar con base experimental, la importancia de los efectos producidos por el revenido sobre aceros en estado de temple (martensíticos) es muy superior al producido por iguales revenidos sobre los mismos aceros en estado de normalizado.

Aunque esta comparación es obvia por simple observación de ambos tipos de diagramas de revenido, podemos añadir a título orientativo que:

1) Las variaciones relativas máximas* de las propiedades mecánicas de resistencia desde el estado de normalizado oscilan

* Se denomina variación relativa máxima de una propiedad mecánica a la diferencia entre los valores adquiridos en estado de partida (temple o normalizado) y los obtenidos después del revenido a 650°C, referido al valor del correspondiente estado de temple o normalizado y expresado en tanto por cien.

P. ej. Normalizado - 35 HRC
 Normalizado + Revenido 650°C - 25 HRC

$$\text{Variación relativa máxima \%} = \frac{35 - 25}{35} \times 100 = 28,6$$

entre 5% - 35%, mientras que idénticas variaciones desde el estado de temple adquieren valores entre 35% a 80%.

ii) Las variaciones relativas máximas de las propiedades mecánicas de ductilidad y tenacidad desde el estado de normalizado oscilan entre 10% a 350%, mientras que para estado de temple oscilan entre 50% a 1000%.

De estas cifras se puede deducir también, que el efecto del revenido sobre estructuras de temple produce, igual que en el normalizado, variaciones relativas más sustanciales sobre las propiedades tenaces y dúctiles (Alargamiento, Estricción y Resiliencia) que sobre las de resistencia (Dureza, Resistencia a la Tracción y Límite Elástico), lo cual es realmente importante para conseguir el compromiso óptimo de ambos tipos de propiedades, logrando aumentos más considerables en las propiedades insuficientemente dotadas por efecto del temple (dúctiles y tenaces), a la vez que disminuyen menos considerablemente las propiedades de resistencia, que por efecto del temple adquirieron valores muy elevados.

En los diagramas de revenido procedentes de temple, al contrario de lo que sucedía para los de normalizado, las variaciones relativas de las propiedades mecánicas de resistencia, permanecen sensiblemente constantes para todos los aceros ensayados Cr-Mo, sin aumentar de forma significativa con el contenido de carbono, a excepción del AM.14CrMo4, cuyas variaciones se muestran algo inferiores, debido, sin duda, a que por su baja templeabilidad se generan en el temple estructuras mezcladas de martensita y bainita, sobre las que el efecto del revenido es menos acentuado.

Sin embargo, respecto a las propiedades dúctiles y tenaces, se observa, en ambas series de aceros, un aumento progresivo de las variaciones relativas máximas con el contenido de carbono.

Comparando ambas series de aceros, la Cr-Mo y C-Mn, se observa que las variaciones relativas de ambos tipos de propiedades son del mismo orden, aún cuando la serie C-Mn arroja valores de variación de propiedades mecánicas de resistencia algo más elevados, debido, quizás, a que los valores absolutos de estas propiedades en estado de temple fueron más elevados en esta serie que en la del Cr-Mo.

Finalmente, se puede añadir como resumen, que si comparamos las propiedades mecánicas obtenidas, para todos los aceros de ambas series, en estado de Temple + Revenido 650°C y Normalizado + Revenido 650°C se verá que:

- i) Los valores absolutos de las propiedades de resistencia para T + R 650°C son mayores que para N + R 650°C.
- ii) Los valores absolutos de las dos propiedades típicamente dúctiles (A, Z) son ligeramente menores en T + R 650°C que en N + R 650°C, aunque permanecen dentro de límites muy aceptables y suficientes.
- iii) Respecto a la propiedad de resiliencia, distinguiremos dos grupos según el contenido de carbono. Los aceros de ambas series con mayor contenido de carbono tienen, para T + R 650°C, valores absolutos de resiliencia mayores que para N + R 650°C; mientras que en aceros con carbono inferior, los valores absolutos de la resiliencia, para ambos tipos de tratamientos, son muy elevados, aunque siempre mayores los correspondientes a N + R 650°C.

Así pues, como consecuencia de todo lo señalado anteriormente y dada la gran variedad de combinaciones que se pueden conseguir sobre el binomio propiedades de resistencia-propiedades de ductilidad y tenacidad, mediante tratamientos térmicos diferentes, no parece lógico asignar "a priori" un

tratamiento térmico específico como el más idóneo en términos absolutos para un determinado acero, si no se conocen antes los requerimientos que se le van a exigir para un uso determinado.

No obstante, de forma general se puede concluir que, para los aceros de contenidos de carbono superiores son válidos ambos tipos de tratamientos el N + R y el T + R, aunque, entre los dos, es más recomendable el temple más revenido tenaz, pues a pesar de disminuir las propiedades de ductilidad, siempre dentro de niveles aceptables, aumenta considerablemente las propiedades de resistencia y tenacidad. Sin embargo, para los aceros con contenidos de carbono inferiores no está justificado el tratamiento de normalizado más revenido ya que por temple y revenido tenaz aumentan las propiedades resistivas disminuyendo, tan solo ligeramente, las de carácter dúctil y tenaz.

VII.3. TEMPLABILIDAD.

Cuando un metal caliente se sumerge en un medio refrigerante, la velocidad con que pierde calor dependerá de la diferencia de temperaturas entre la superficie del metal y el medio refrigerante y de la naturaleza de la película que se forma entre la interfase de acuerdo con la ley de Newton, $dQ = H (Q_m - Q_s) dt$, en la que H es una constante-coeficiente de la película -que define el carácter de la interfase superficie-medio-y que, en realidad no es más que un coeficiente de transmisión calorífica.

Una transmisión calorífica grande y un alto grado de temperatura superficie del metal-medio refrigerante, favorecerán el enfriamiento de la superficie, pero al mismo tiempo, toda la masa metálica elimina calor, por conductividad térmica hacia dicha superficie. En el momento de la inmersión del metal en el medio refrigerante, el gradiente térmico superficie-medio, será grande, la superficie se enfría con rapidez de forma tal que crea una diferencia de temperatura entre superficie y núcleo, determinando, por conductividad, la pérdida de calor en toda la masa.

La pérdida de calor de la masa metálica, como consecuencia del enfriamiento de la superficie del metal, varía de acuerdo con la temperatura de éste, la conductividad térmica del mismo, a su vez variable con la temperatura y el principio de conservación de calor, que requiere que la velocidad con que se disipa el calor de la masa metálica a través de la superficie, sea la misma con que es absorbido dicho calor por el medio refrigerante.

Esta condición requiere un cierto tiempo, muy pequeño, después de sumergida la masa metálica en el medio refrigerante, para que, por enfriamiento de la superficie, queden establecidos los gradientes térmicos metal-medio refrigerante y superficie-núcleo, necesarios para ello. A partir de este instante, la velocidad de intercambio de temperatura, tanto en la superficie como en el núcleo, sigue una ley exponencial, función del tiempo, temperatura y forma espacial de la masa metálica.

Después de un cierto tiempo de enfriamiento, los gradientes de temperatura en la superficie y en el núcleo disminuyen y con ellos, la velocidad con que la masa metálica pierde calor, ya que, entonces, tienden a igualarse las temperaturas del núcleo, superficie y medio refrigerante. Teóricamente de acuerdo con la ley exponencial de enfriamiento antes mencionada, ello tendría lugar en un tiempo infinito; prácticamente

te, se da por terminado el enfriamiento cuando se considera que metalúrgicamente ya no pueden ocurrir transformaciones que afecten a las propiedades del metal tratado.

Se ha mencionado repetidas veces, que el temple correcto de un acero es aquél en el que se consigue una estructura totalmente martensítica, evitando las transformaciones intermedias, perlítica y bainítica. Para que esto se verifique, es necesario que el acero se enfríe a una velocidad igual o superior a la crítica de temple*.

Como consecuencia de que las velocidades de enfriamiento producidas durante el temple de una pieza varían con la posición espacial de cada punto, siendo tanto menores cuanto más próximos estén del núcleo, únicamente se obtendrán condiciones de temple perfecto en dicha pieza cuando la velocidad de enfriamiento de su núcleo sea igual o mayor que la velocidad crítica de temple. Puede suceder también que, aunque el núcleo se enfríe a velocidad inferior a la crítica, la superficie lo haga aún con velocidad superior, y en estas condiciones, aparecerá una zona superficial martensítica seguida de estructuras intermedias (perlita, bainita) en las zonas más internas hasta el núcleo. Este fenómeno se conoce con el nombre de efecto de masa.

* Físicamente, la velocidad crítica de temple representa la velocidad de enfriamiento mínima para la que se obtiene una estructura totalmente martensítica. En lugar de velocidad de enfriamiento crítica, que debe ser referida a una temperatura determinada, se puede emplear el concepto de "tiempo de enfriamiento" para una zona de temperaturas preestablecida.

De esta forma queda planteada la necesidad de conocer con exactitud las posibilidades de que una pieza de acero de composición y forma geométrica determinadas alcance, después de ser templada en un medio adecuado, una estructura totalmente martensítica en toda su masa.

Para adquirir este conocimiento, es fundamental el criterio de templabilidad, entendiendo por tal la profundidad a que se puede conseguir una estructura totalmente martensítica en una pieza de acero de determinado espesor o, de otra forma, la penetración del temple, determinada por la profundidad y distribución de la dureza, en una sección de la pieza.

Para aumentar la penetración del temple, es decir, la profundidad de la zona martensítica, es necesario aumentar la templabilidad y esto se consigue modificando la composición del acero para que, variando también la forma de los diagramas TTT, se llegue a la formación de martensita aún con velocidades de enfriamiento, menores. Los elementos de aleación, con excepción del cobalto, aumentan la templabilidad y ésta es la razón principal del empleo cada vez más extendido de los aceros aleados.

Los elementos que más favorecen la penetración de temple, ordenados en sentido decreciente a su influencia son: Manganeso, Molibdeno, Cromo, Silicio y Níquel.

Entre los diversos métodos empleados para estudiar la templabilidad (Fractografía, macrografía, micrografía, dureza y resistencia), el ensayo Jominy, basado en la medida y distribución de durezas en un cilindro templado, ha adquirido una gran importancia, divulgación e incluso se ha normalizado su realización e interpretación en la práctica industrial.

La dureza específica máxima que posee un acero a causa de su transformación martensítica durante el temple depende fundamentalmente del contenido de carbono de dicho acero. Pero la profundidad a la que ha conseguido formarse esta estructura en una sección determinada, dependerá del porcentaje de elementos aleantes presentes en el acero, velocidad de enfriamiento y tamaño de grano austenítico.

Para poder expresar de forma cuantitativa la templabilidad de un acero, se define, en primer lugar, una magnitud denominada diámetro crítico que implícitamente establece una relación entre la aptitud de un medio de enfriamiento para templar -severidad de temple- * y la velocidad crítica de temple.

Diámetro crítico real (D_c) es el mayor diámetro con que temple totalmente un cilindro de acero de composición y tamaño de grano determinados, empleando un medio de enfriamiento con una severidad de temple dada.

El valor del diámetro crítico así obtenido expresa numéricamente la templabilidad del acero, pero tiene, sin embargo, el inconveniente de que su valor puede cambiar cuando varíe la severidad de temple. Si se establece un tipo de en-

* La severidad de temple que se define como la aptitud de un medio de enfriamiento para templar o, de otra forma, el valor del poder refrigerante de un medio de enfriamiento, adquiere valores comprendidos entre 0,02 para el aire tranquilo hasta 5 para el agua salada con agitación muy fuerte. Los valores de la severidad para los medios convencionales de enfriamiento, agua y aceite con agitación media son 1,5 y 05 respectivamente.

enfriamiento teórico normal, empleando un medio capaz de conseguir que la superficie del redondo se enfríe instantáneamente a la temperatura del medio de temple y se mantenga así durante todo el proceso de enfriamiento; es decir un medio cuya severidad de temple fuese infinita, temple ideal, podemos entonces definir un Diámetro crítico ideal (D_i) que corresponderá al de un cilindro de acero que temple en un medio con severidad infinito y en el que su núcleo se enfría con la velocidad crítica. Existen criterios, fundamentalmente prácticos, que determinan la templabilidad, mediante el mayor diámetro de un cilindro para el que se obtiene, después del temple, una estructura del 50 % de martensita en su núcleo, denominado Diámetro crítico real del 50 % de martensita. No obstante, al haberse demostrado experimentalmente en este estudio, la importancia de obtener en el temple estructuras totalmente martensíticas, por ser las que, después de revenidas alcanzan la mejor combinación de propiedades mecánicas, hemos considerado importante calcular también los Diámetros críticos reales del 99% de martensita, que son los correspondientes a un cilindro cuyo núcleo después del temple, sea totalmente martensítico.

La templabilidad expresada por el diámetro crítico ideal tiene un valor teórico fijo para cada acero, y sirve como magnitud comparativa entre cualquier tipo de acero, ya que no se encuentra sometido a condición alguna sobre severidad del medio de enfriamiento.

El diámetro crítico ideal para el 50% y 99% de martensita, pueden deducirse experimentalmente de la curva de templabilidad obtenida en el ensayo, mediante la aplicación de los correspondientes índices de templabilidad para las máximas dureza obtenidas en función del contenido de carbono de cada acero y los porcentajes de martensita respectivos.

El ensayo de templabilidad, denominado habitualmente Jominy, en líneas generales, consiste en templar una probeta del acero en estudio (25 mm. de diámetro y 100 mm. de longitud) previamente calentada a la temperatura de austenización por medio de un chorro continuo de agua que enfría solamente la base inferior. Esta base actúa como superficie templante, enfriándose la probeta longitudinalmente hacia su extremo superior solo por conductividad; de esta forma, se pueden conseguir a lo largo de la generatriz todas las velocidades de enfriamiento, desde la máxima para temple en agua en el extremo inferior, hasta la mínima de enfriamiento en aire en el opuesto.

Las velocidades de enfriamiento conseguidas a lo largo de la generatriz no dependen prácticamente de la composición del acero. Siempre que se empleen probetas y condiciones de ensayo tipificadas y a iguales distancias del extremo templado, se obtienen las mismas velocidades para aceros diferentes. De esta forma es posible comparar templabilidades si se comparan las durezas obtenidas en distintos aceros a iguales distancias del extremo templado.

Después de enfriada se prepara la probeta rectificando dos superficies planas paralelas a lo largo de dos generatrices opuestas y se determina la dureza (Rockwell C) en puntos sucesivos y a lo largo de toda su longitud.

Los valores obtenidos se representan en función de la distancia al extremo templado, que se coloca en abscisas y las durezas en ordenadas, obteniéndose las curvas de templabilidad del acero o curvas Jominy.

Puesto que a cada distancia del extremo templado de la probeta, corresponde una velocidad de enfriamiento, puede establecerse una relación con el diámetro crítico ideal y mediante éste, calcular el crítico real para cualquier severidad de temple en el que se obtendría el porcentaje de mar-

tensita que se establezca.

Esquemáticamente el procedimiento de obtención de diámetros críticos reales e ideales para el 50% y 99% de martensita ha sido el siguiente:

i) Para cada acero, función únicamente de su porcentaje de carbono, se calcula, según Fig. 44 la dureza máxima obtenida para una determinada cantidad de martensita presente después del temple. En éste caso 50% o 99%.

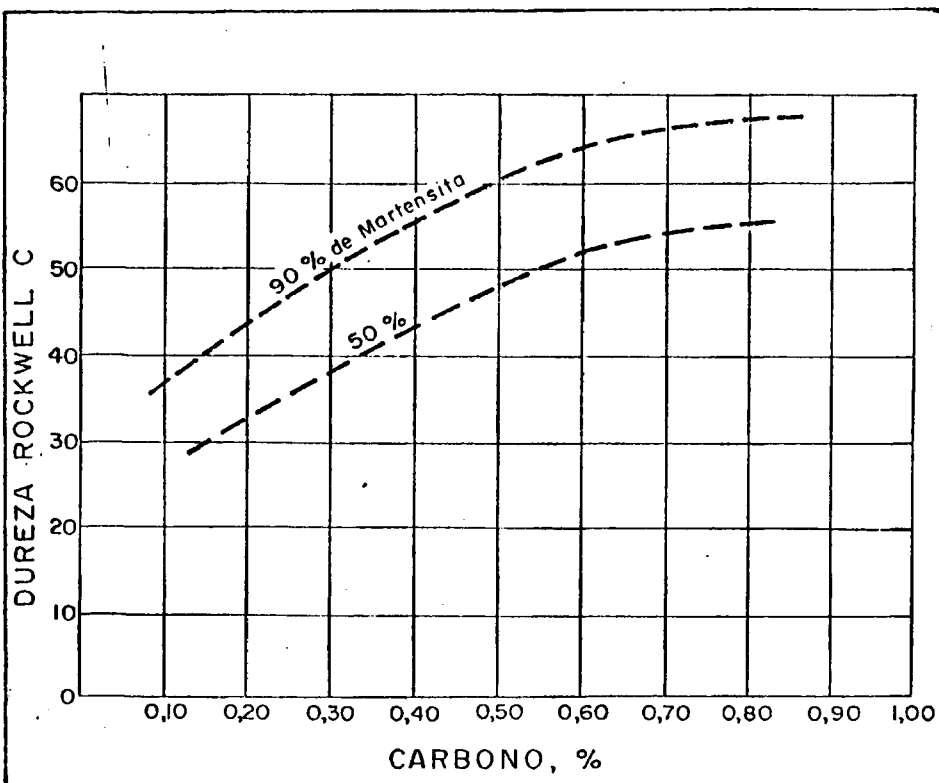


Fig.44. Durezas máximas obtenidas después del temple en función del contenido en carbono y según el porcentaje de martensita encontrado.

ii) Una vez conocida la dureza máxima correspondiente a cada acero para un determinado porcentaje de martensita, se calcula sobre las curvas de templabilidad, obtenidas experimentalmente en el ensayo Jominy, la distancia al extremo templado de la probeta a que se encuentra esta dureza, que no son otra cosa que los anteriormente denominados índices de templabilidad.

El índice de templabilidad correspondiente a la dureza obtenida para el 50 % de martensita, coincide con el punto de inflexión de la curva de templabilidad. No obstante y para mayor seguridad en dichas medidas, se realizaron análisis metalográficos sobre las generatrices planificadas de las probetas Jominy, donde se comprobó para cada acero las distancias del extremo templado a que se observaban estructuras del 50% o 99% de martensita.

iii) Mediante el empleo del gráfico de la fig. 45, se obtienen los diámetros críticos ideales del 50% o del 99% según que la distancia al extremo templado introducida sea la correspondiente a la dureza del 50% o 99% de martensita para cada acero.

iv) El cálculo de los diámetros críticos reales para ambos porcentajes de martensita y severidades de temple correspondientes al agua con agitación media (1,5) y aceite con agitación media (0,5), se realiza mediante los ábacos de la fig. 46, conocidos los correspondientes diámetros críticos ideales.

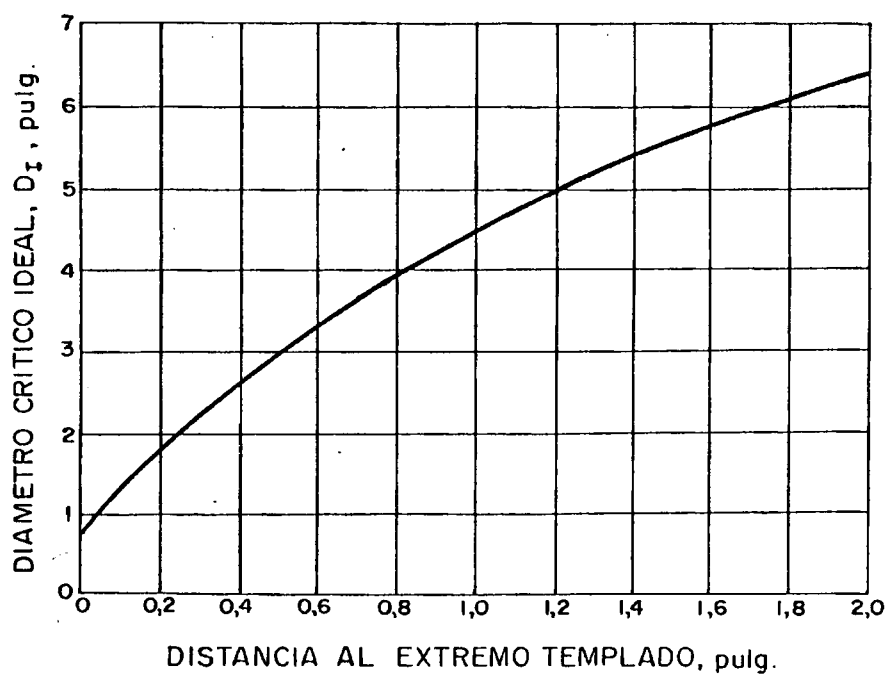
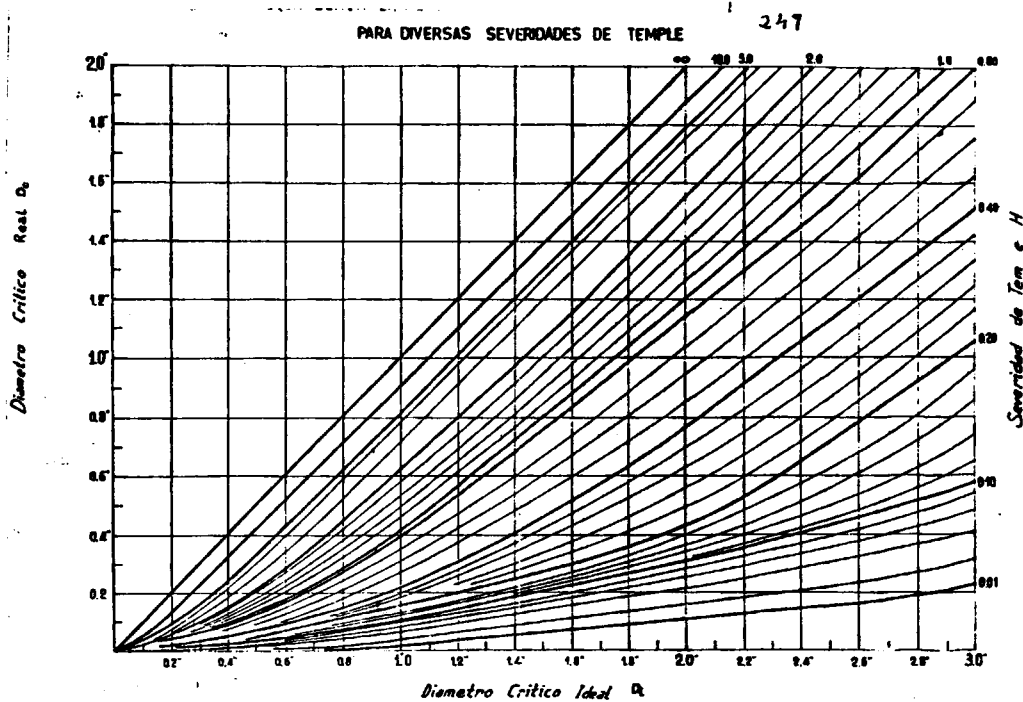


Fig. 45. Relación entre la distancia al extremo templado de la probeta Jominy y el diámetro del cilindro equivalente con la misma velocidad de enfriamiento en el núcleo (Diámetro crítico ideal).



CURVAS DE EQUIVALENCIA ENTRE DIÁMETROS CRÍTICOS IDEALES Y DIÁMETROS CRÍTICOS REALES
PARA DIVERSAS SEVERIDADES DE TEMPLE

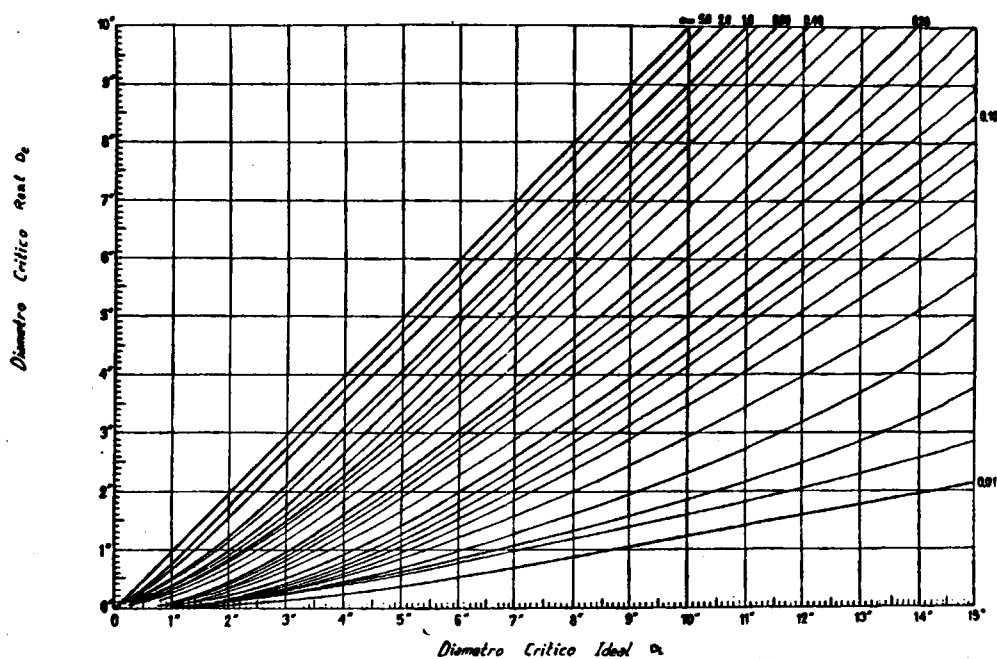


Fig. 46. Relación entre diámetros críticos reales, severidade de temple y diámetros críticos ideales.

Las figs. 47 a 50 representan las curvas experimentales de templabilidad obtenidas para los aceros ensayados. En ellos se indica la temperatura de austenización a la que se realizó el temple Jominy y el tamaño de grano austenítico por cada acero.

En estas mismas figuras, además de las curvas de templabilidad, se han incorporado curvas Jominy de temple y revenidos de una hora de permanencia a diversas temperaturas, según los resultados obtenidos para sus propiedades mecánicas.

Estas curvas desempeñan un papel importante cuando se desean conocer los resultados que se pueden conseguir en los aceros en las condiciones de utilización, es decir, después de temple y revenido.

El procedimiento experimental empleado para la obtención de estas curvas es idéntico al seguido para la templabilidad.

En las Tablas XXXVII y XXXVIII figuran los resultados sobre templabilidades obtenidos para cada acero de las series Cr-Mn y C-Mn, a partir de sus correspondientes curvas de templabilidad Jominy. Se han referido, de acuerdo con las consideraciones anteriores, para 99 y 50% de martensita y para las severidades $H = 1,5$ y $H = 0,5$ que corresponden a los enfriamientos en agua y en aceite.

- 251 -

Fig. 47. Curvas experimentales de templabilidad y temple Jominy + revenido de los aceros AM.18CrMo4 y AM.25CrMo4.

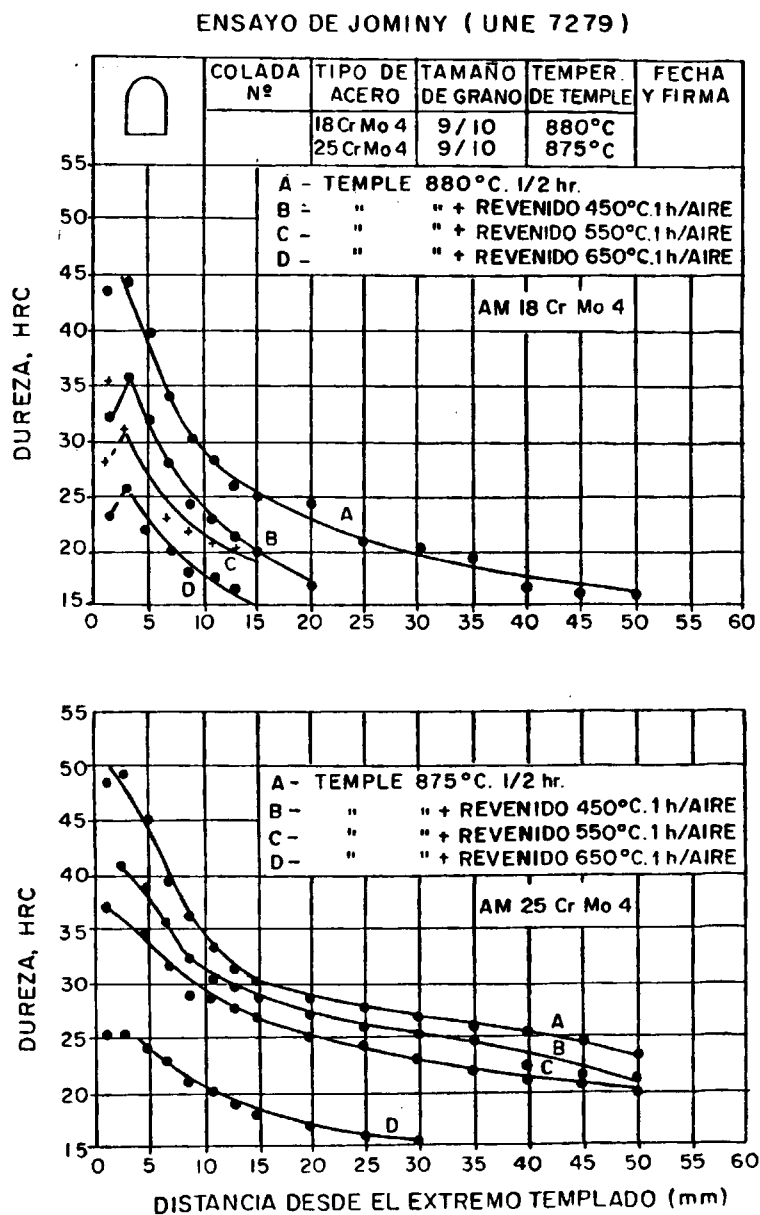
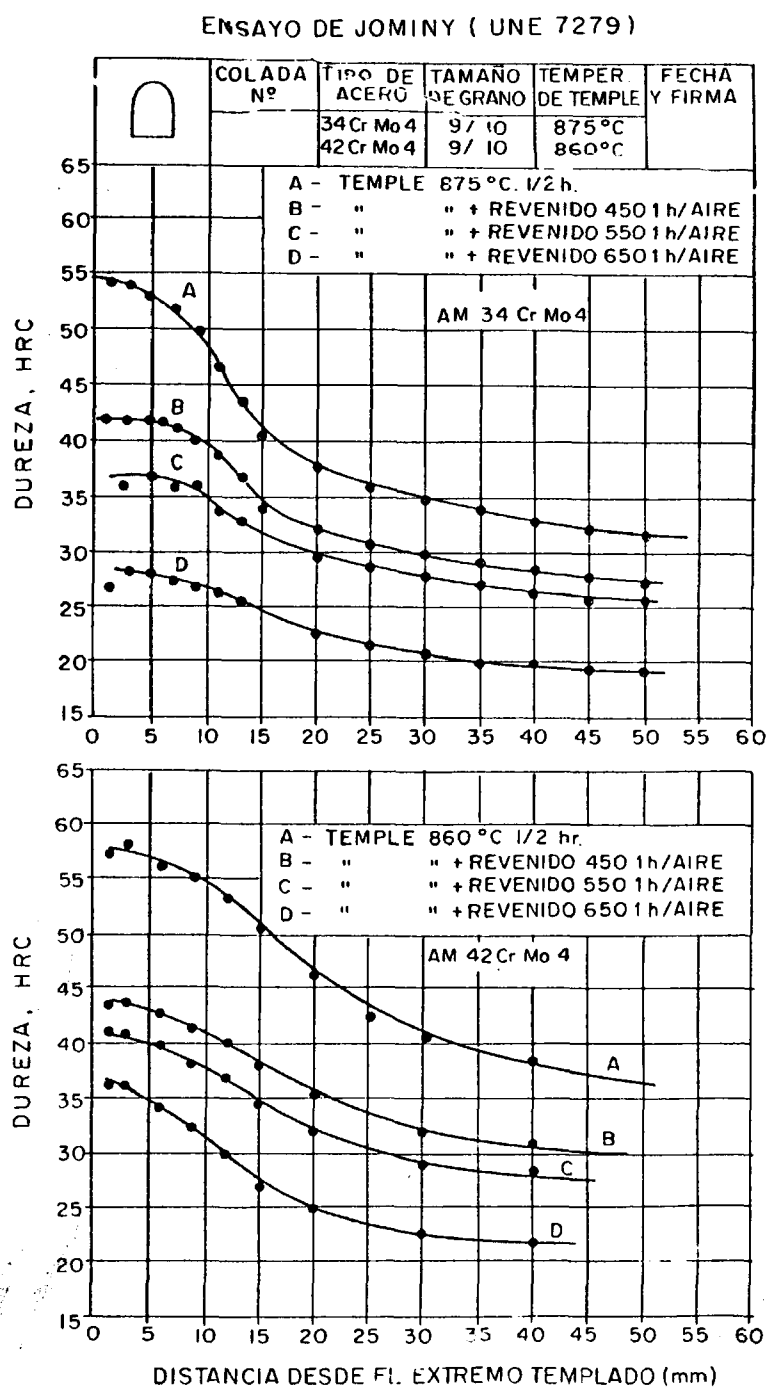


Fig. 48. Curvas experimentales de templabilidad y temple Jominy + revenido de los aceros AM.34CrMo4 y AM.42CrMo4.



ENSAYO DE JOMINY (UNE 7279)

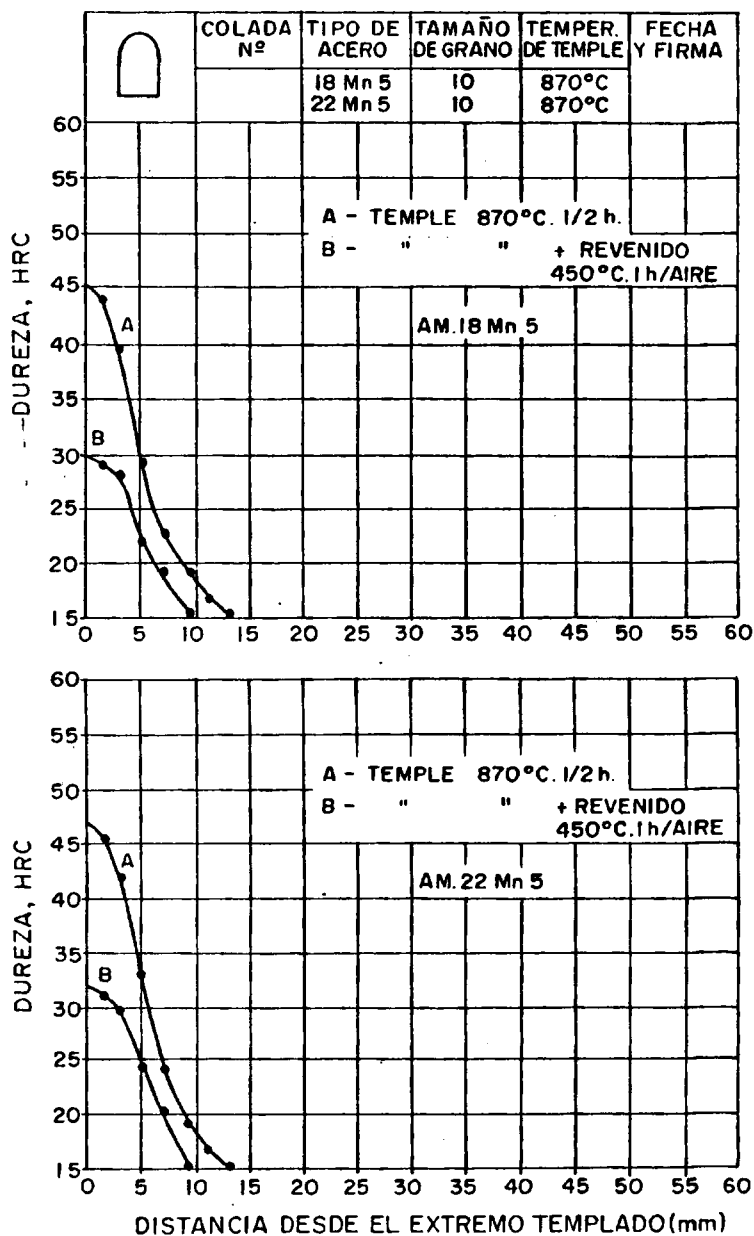
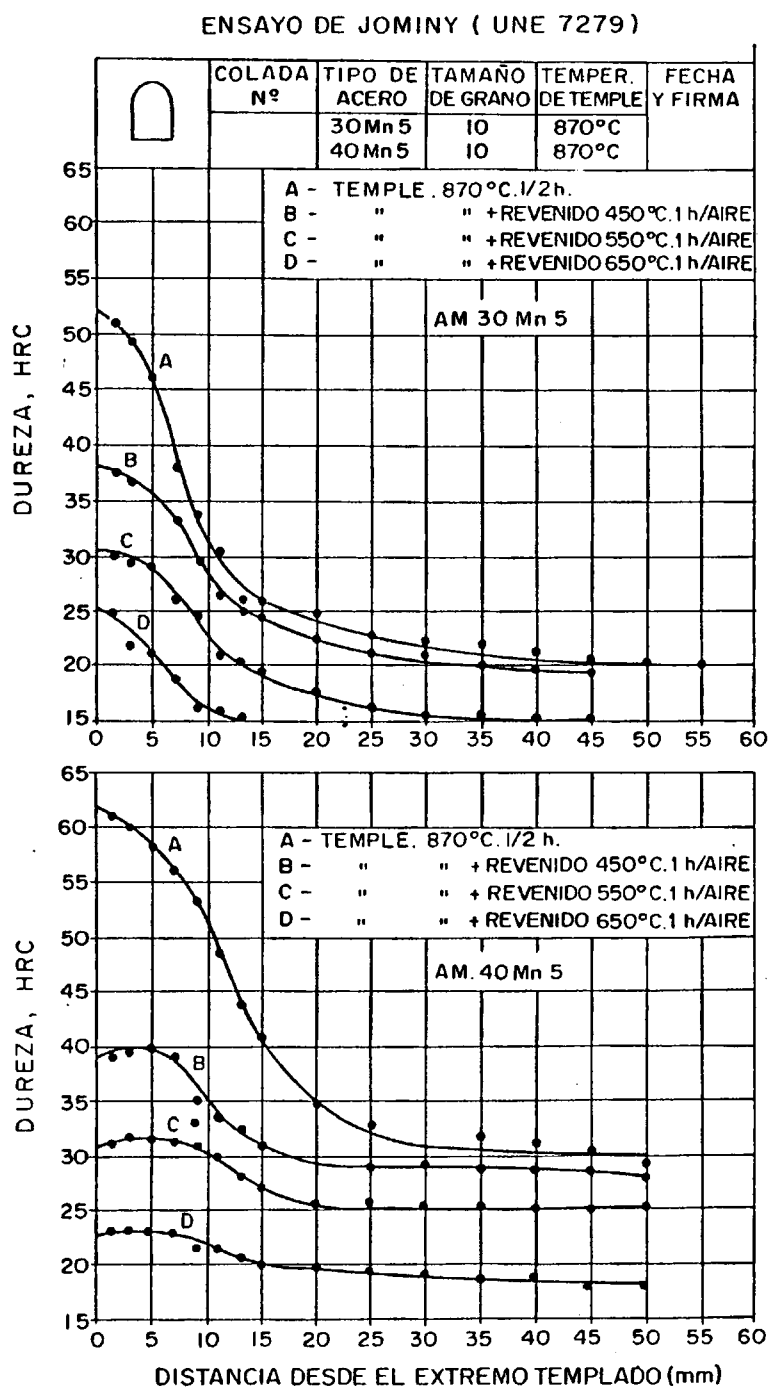


Fig. 50. Curvas experimentales de templabilidad y temple Jominy + revenido de los aceros AM.30Mn5 y AM.40Mn5.



T A B L A XXXVII.

Templabilidades calculadas para los aceros moldeados Cr-Mo con distintos contenidos de carbono.

Contenido de Carbono	Estructura de 99% martensita					Estructura de 50% martensita				
	HRC=	Distancia	D _c ideal	D _c real (mm.)		HRC=	Distancia	D _c ideal	D _c real (mm.)	
	f(%C)	(mm.) (C.Jominy)	(mm.)	(Agua) H = 1,5	(Aceite) H = 0,5	f(%C)	(mm.) (C.Jominy)	(mm.)	(Agua) H=1,5	(Aceite) H=0,5
0,13	39,5	1,8	31,2	18,8	10,2	29,5	8,0	61,0	44,2	29,0
0,17	42,5	2,7	35,6	21,8	12,7	31,0	9,0	63,5	46,5	31,0
0,25	47,0	3,8	38,1	23,6	14,0	35,0	10,0	66,0	48,8	33,0
0,34	53,0	5,0	45,7	30,0	18,5	40,5	16,5	88,9	72,4	53,3
0,41	56,0	7,0	55,9	38,9	25,4	43,5	25,0	111,8	94,0	73,1

T A B L A XXXVIII.

Templabilidades calculadas para aceros moldeados C-Mn con distintos contenidos de carbono.

Contenido de Carbono	Estructura de 99% martensita					Estructura de 50% martensita				
	HRC = f(%C)	Distancia (mm.) (C.Jominy)	D _C ideal (mm.)	D _C real (mm.)		HRC = f(%C)	Distancia (mm.) (C.Jominy)	D _C ideal (mm.)	D _C real (mm.)	
				(Agua)	(Aceite)				(Agua)	(Aceite)
				H = 1,5	H = 0,5				H = 1,5	H = 0,5
0,18	43,0	1,5	25,4	14,7	7,1	31,5	4,6	43,2	28,4	17,3
0,20 ₅	45,0	1,7	30,5	17,8	9,7	33,0	5,0	45,7	30,0	18,5
0,29	50,0	2,7	35,6	21,8	12,7	38,0	7,2	57,2	40,1	26,1
0,42 ₅	58,0	6,0	50,8	34,3	21,8	45,0	12,5	76,2	58,4	40,6

Junto a la información que para cada tipo de aceros nos proporcionaron los diagramas de revenido sobre las características mecánicas, los datos de templabilidad nos permitirán estudiar y buscar una solución para los tratamientos térmicos que nos lleve a conseguir en determinados puntos de una pieza de dimensiones establecidas, la mejor combinación de tenacidad y resistencia.

La comparación de las curvas de templabilidad de los nueve aceros, demuestra claramente la afirmación mantenida anteriormente respecto a que la dureza máxima obtenida en el extremo templado de la probeta depende fundamentalmente, para idénticas condiciones de enfriamiento, del porcentaje de carbono de cada acero. De esta forma, la ordenación de los aceros ensayados según valores crecientes de la dureza máxima obtenida en el extremo templado de la probeta, dependerá exclusivamente del % C y no del porcentaje de elementos aleantes. Tabla XXXIX.

T A B L A XXXIX.

Durezas máximas alcanzadas en los aceros ensayados.

ACERO	% C	Dureza máxima en el extremo templado
AM.14CrMo4	0,13	41,0
AM.18CrMo4	0,17	45,0
AM.18Mn5	0,175	45,5
AM.22Mn5	0,205	47,0
AM.25CrMo4	0,25	51,0
AM.30 Mn5	0,29	52,5
AM.34CrMo4	0,34	54,5
AM.42CrMo4	0,41	58,0
AM.40Mn5	0,425	62,0

Sin embargo, la templabilidad de los aceros dependerá del porcentaje de elementos aleantes; es un hecho demostrado experimentalmente, que pequeñas proporciones de elementos aleados convenientemente seleccionados, ejercen una influencia más efectiva en la templabilidad que un elevado porcentaje de un sólo elemento. Basta comparar, sobre este aspecto, las mayores templabilidades obtenidas en los aceros de la serie Cr-Mo comparados con sus homólogos, en porcentaje de carbono de la serie del C-Mn.

Al realizar esta comparación, se llega a resultados significativos y convincentes como que el acero AM.18CrMo4 posea mayor templabilidad para el 99% y 50% de martensita que el AM.18Mn5, el AM.22Mn5 e incluso llega a ser superior que la del AM.30Mn5 para el 50% de martensita e igual para el 99%.

De esta forma podremos concluir que la adición de contenidos entre 0,75% - 1,10% de Cromo y 0,20% a 0,28% de Mo sobre aceros con igual porcentaje de carbono aumenta mucho más su templabilidad que la adición de 1,25% a 1,50% de manganeso.

Las curvas Jominy de temple y revenido nos confirman claramente las conclusiones obtenidas en el apartado VII.2.1 y VII.2.2. respecto a los efectos del revenido realizados sobre estructuras de normalizado y temple. Para ello basta considerar que las zonas de temple total (99% de martensita), serán para cada acero, las correspondientes a distancias al extremo templado menores que las especificadas en las Tablas XXXVII y XXXVIII el 99% de martensita, y que al comparar los efectos de revenidos a diferentes temperaturas sobre el temple, únicamente consideraremos las zonas de las curvas Jominy de temple y revenido dentro de dichas distancias al extremo templado, pues en definitiva éstas serán las zonas donde tengamos martensita revenida. Respecto al normalizado, la zona de comparación teórica sería aquella donde la curva de templabilidad comienza a ser asíntótica con el eje de abscisas y aunque por motivos de esca-

la algunas curvas se interrumpieron antes de adquirir esta condición, la comparación de los últimos tramos de las curvas nos da una idea suficientemente precisa del efecto del revenido sobre estructuras de normalizado.

Con objeto de confirmar y ampliar la información y resultados obtenidos en el ensayo Jominy sobre templabilidad, evolución de estructuras generadas por efecto de diferentes velocidades de enfriamiento e influencia del revenido sobre ellas, se ha realizado un amplio análisis metalográfico mediante la preparación de las mismas generatrices planificadas de las probetas de ensayo sobre las que anteriormente se obtuvieron las curvas de templabilidad y temple más revenido Jominy.

En las Figs. 51 a 58 que representan el estudio micrográfico de cada uno de los ocho aceros moldeados de las series Cr-Mo y C-Mn empleados en este trabajo, pueden observarse las variaciones de estructuras obtenidas a diferentes distancias desde el extremo templado producidas, evidentemente, por diferentes velocidades de enfriamiento, así como el valor de la dureza alcanzado con dichas estructuras.

Aunque en la práctica real únicamente se recurre a la observación micrográfica para comprobar la efectividad de un tratamiento térmico que permita conseguir las características mecánicas que buscamos, o por el contrario, cuando no se han alcanzado estas propiedades mecánicas, conocer y explicar la causa por lo que esto sucedió así, aprovechar el ensayo Jominy y estudiar las estructuras generadas en cada punto, del que además conocemos la dureza, es abrir una nueva posibilidad de elegir el tratamiento térmico adecuado para cada tipo de acero de acuerdo con las propiedades a conseguir.

Las estructuras observadas en todos los aceros, varían, como se indicó anteriormente, desde la martensítica en el extremo templado, a la ferrita-perlita a diferentes distancias de dicho extremo dependiendo esta distancia de cada tipo de acero.

En los aceros más bajos en carbono de ambas series puede observarse la rápida aparición de constituyentes de ferrita-perlita y el consiguiente descenso de la dureza. La influencia del revenido sobre ellos es muy clara a nivel microestructural, ya que se observa para temperaturas altas estructuras muy estables de ferrita-perlita en la zona de normalizado y ferrita-carburos en la zona martensítica.

Para aceros con porcentajes de carbono intermedio, aún para el revenido más alto, se mantiene en los primeros milímetros una estructura de martensita revenida muy fina que a distancias mayores aparece mezclada con bainita y ocasionalmente algunos granos de ferrita; solo hacia el centro de la probeta empieza a observarse perlita fina y algunas lagunas de ferrita con descensos muy importantes en dureza.

Las estructuras de los aceros más altos en carbono son muy semejantes a las anteriores, aunque puede observarse que los constituyentes aciculares se mantienen en proporción elevada aún para revenidos altos y a distancias mayores.

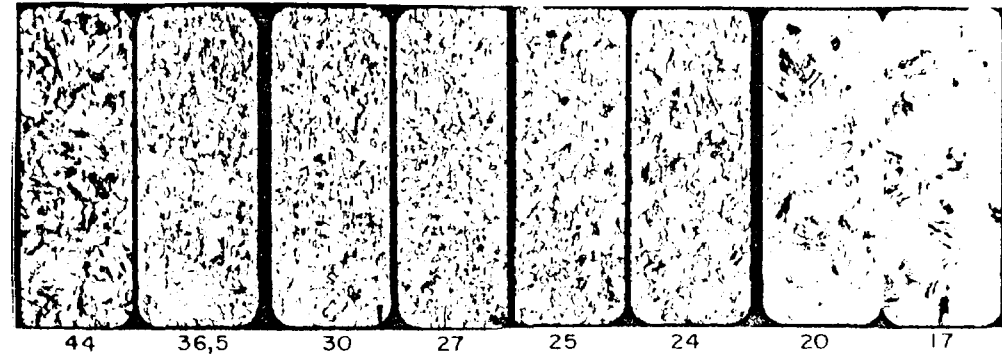
Finalmente, puede añadirse que las estructuras observadas y reflejadas en dicho estudio micrográfico en cuanto a constituyentes que aparecen y distribución de los mismos en la matriz, están en total acuerdo con los valores de los índices de templeabilidad calculados a partir de las propias curvas Jominy experimentales.

Estudio metalográfico sobre las probetas Jominy de los aceros ensayados.

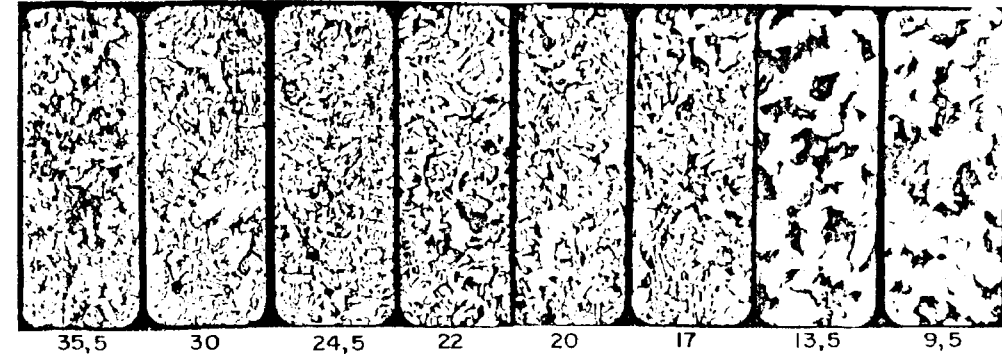
- Fig. 51. AM18CrMo4
- Fig. 52. AM25CrMo4
- Fig. 53. AM34CrMo4
- Fig. 54. AM42CrMo4
- Fig. 55. AM18Mn5
- Fig. 56. AM22Mn5
- Fig. 57. AM30Mn5
- Fig. 58. AM40Mn5

Acero 18 Cr Mo 4

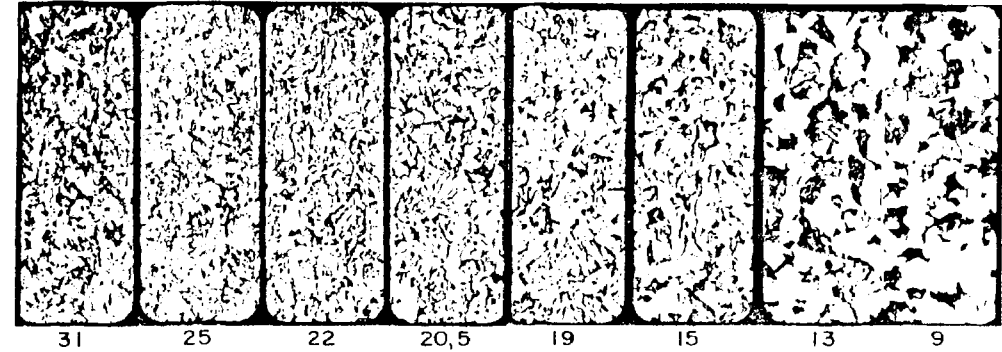
Temple Jominy 890°C



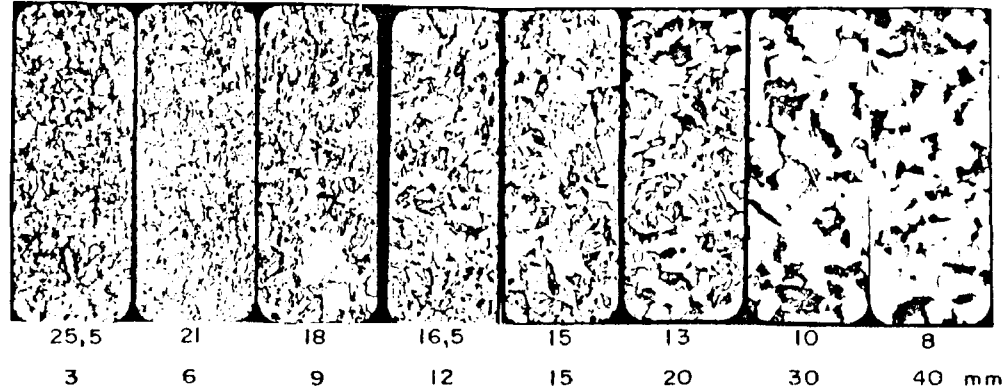
Temple + revenido 450 °C, 1 hora/aire



Temple + revenido 550 °C, 1 hora/aire

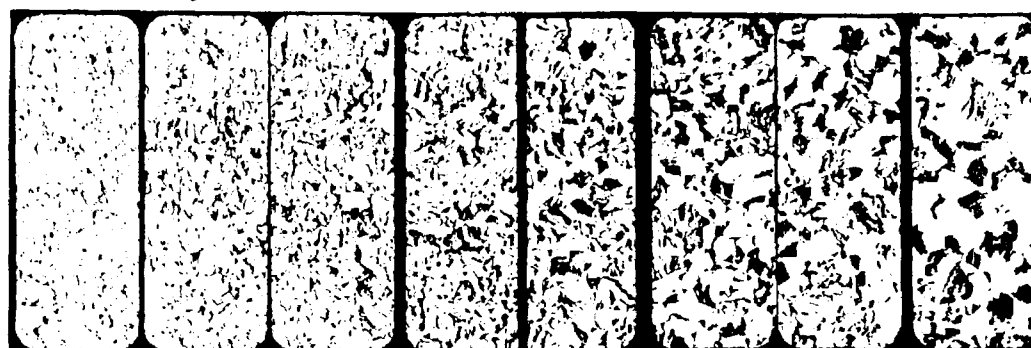


Temple + revenido 650 °C, 1 hora/aire



Acero 25 Cr Mo 4

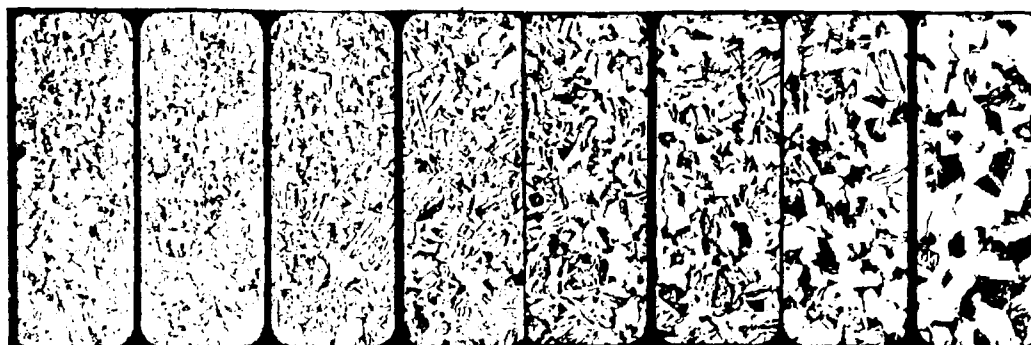
Temple Jominy 875 °C



H_{Rc}

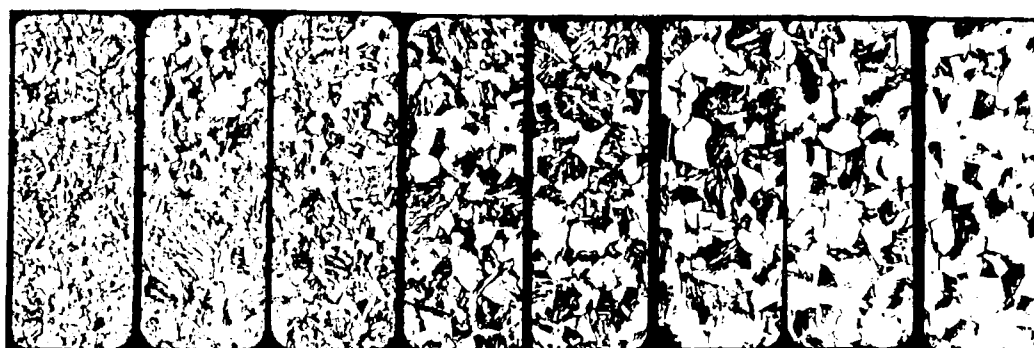
49 43 37 33 30,5 28,5 27 25,5

Temple + revenido 550 °C, 1 hora/aire



36 33 30 28,5 27 25 23 21

Temple + revenido 650 °C, 1 hora/aire



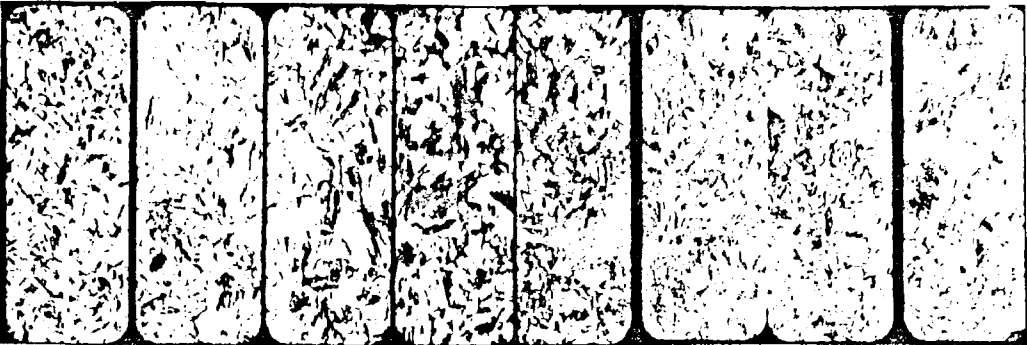
25,5 23 21 19,5 18 17 15,5 14,5

Distancia

3 6 9 12 15 20 30 40

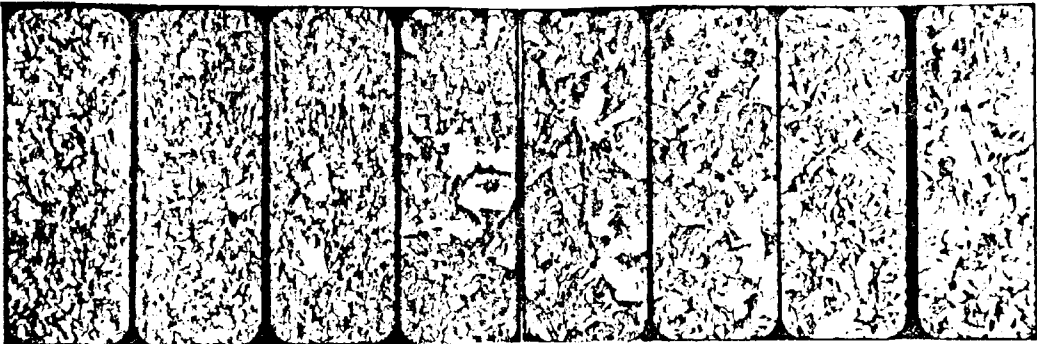
Acero 34 Cr Mo 4

Temple Jominy 875 °C



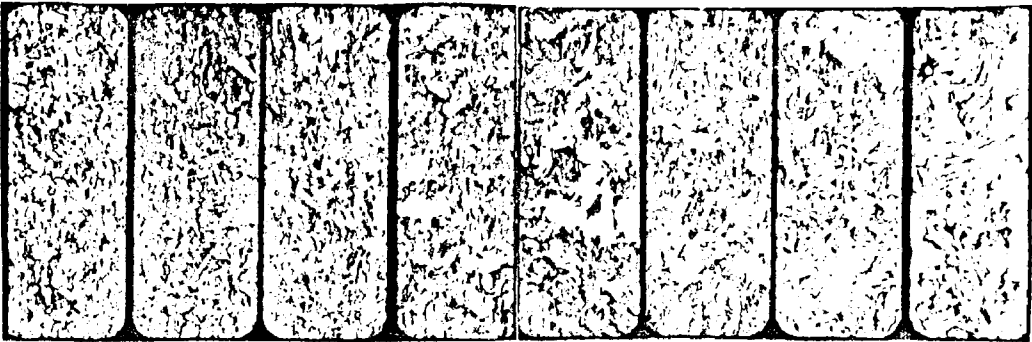
54 52,5 50 44,5 41,5 39 35 33

Temple + revenido 550 °C, 1 hora / aire



38 36,5 36 35 33 31 29,5 28

Temple + revenido 650 °C, 1 hora / aire



30,5 29 28 26 25 23,5 22 20,5

Acero 42 Cr Mo 4

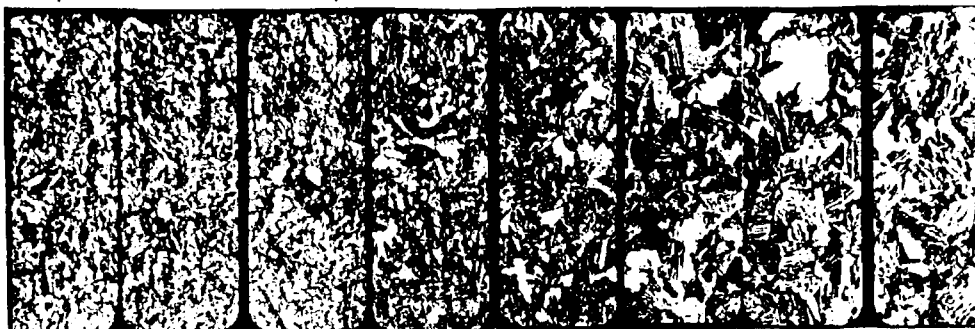
Temple Jominy 860 °C



Hrc

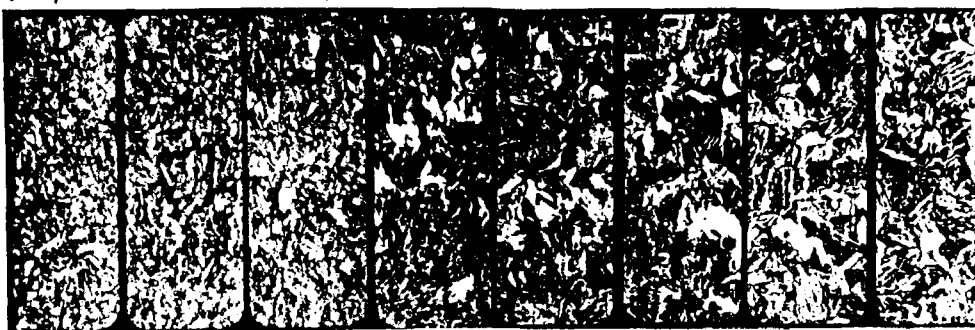
57,5 56 55 53 50,5 45,5 41 39

Temple + revenido 450 °C, 1 hora /aire



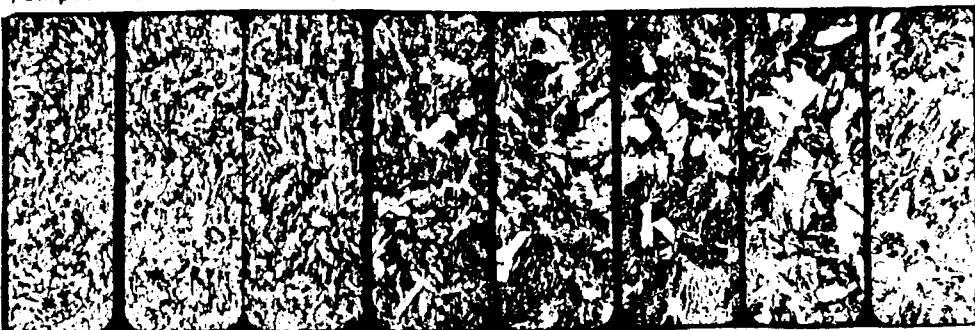
43 42,5 41,5 40 38 35,5 32,5 31

Temple + revenido 550 °C, 1 hora /aire



41 40 39 37 35 31 29,5 28,5

Temple + revenido 650 °C, 1 hora /aire



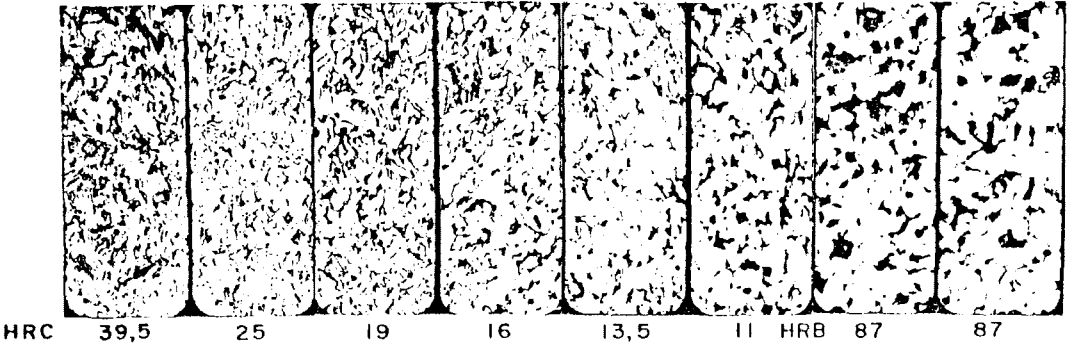
36 34 32,5 29 26,5 25 23 22

Distancia

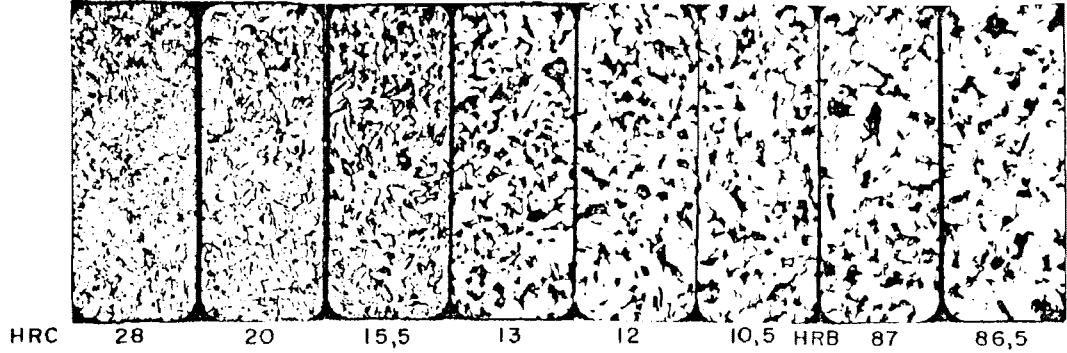
3 6 9 12 15 20 30 40 m

Acero 18 Mn 5

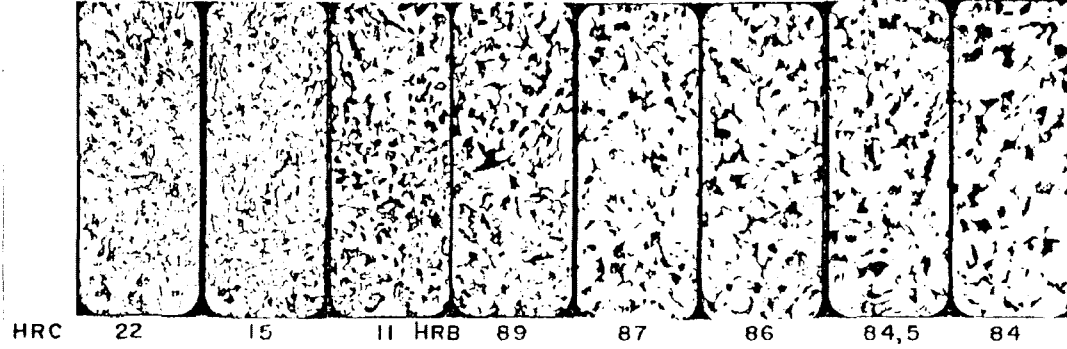
Temple Jominy 870 °C



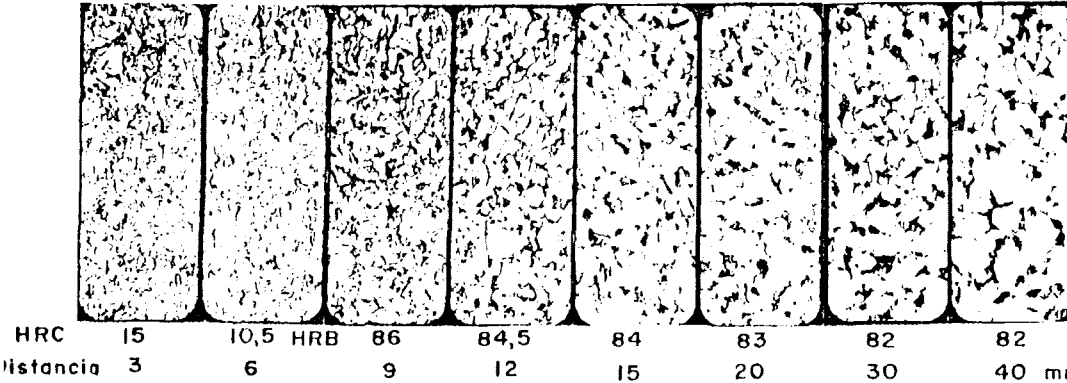
Temple + revenido 450°C. 1 hora/aire



Temple + revenido 550°C. 1 hora/aire

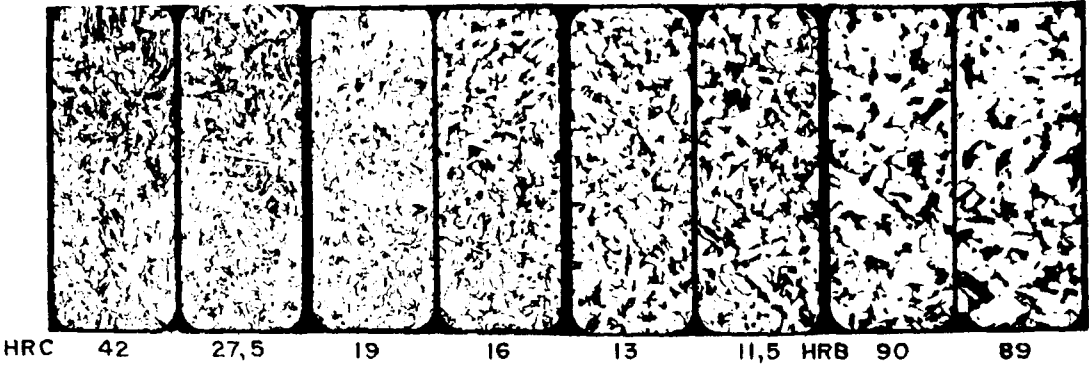


Temple + revenido 650°C. 1 hora/aire

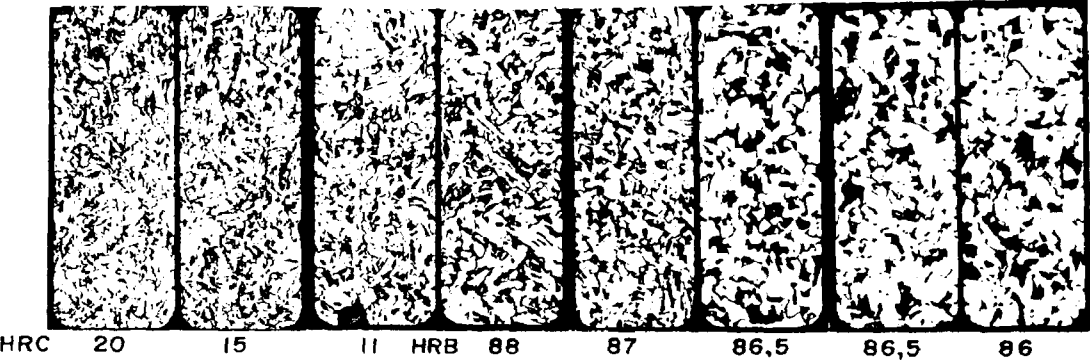


Acero 22 Mn 5

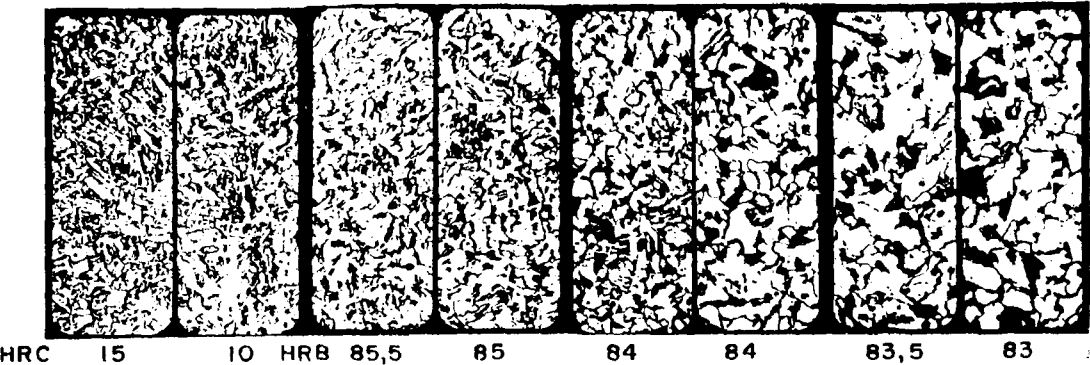
Temple Jominy 870°C



Temple + revenido 550°C. 1 hora/aire



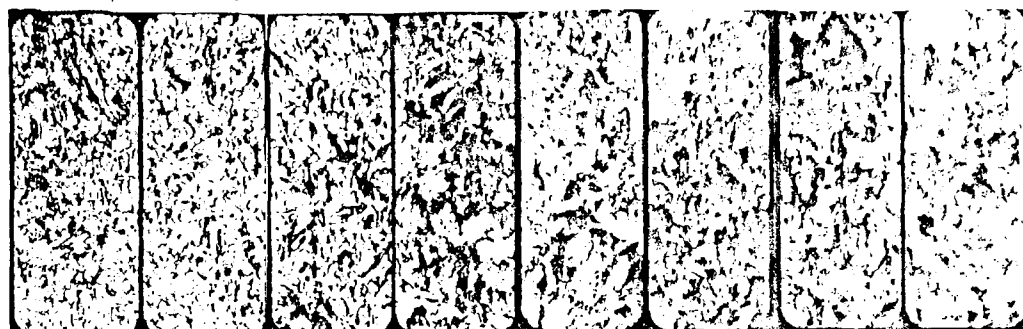
Temple + revenido 650°C. 1 hora/aire



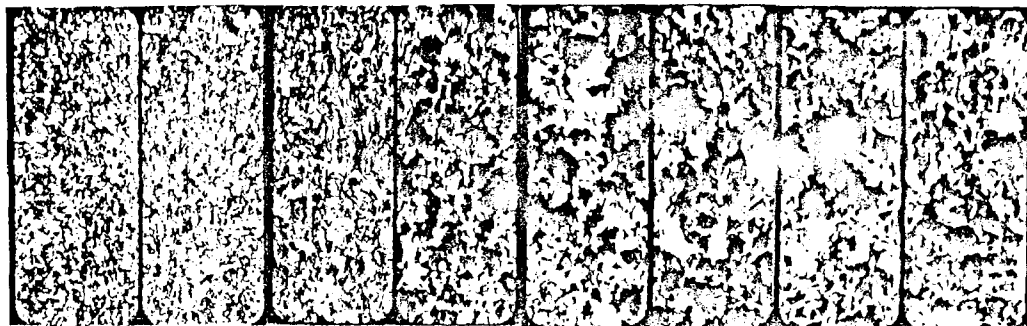
Distancia 3 6 9 12 15 20 30 40 mm

Acero 40 Mn 5

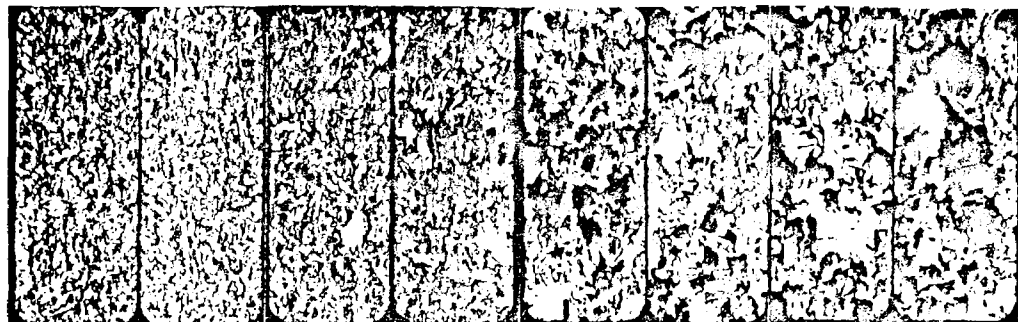
Temple Jominy 870°C



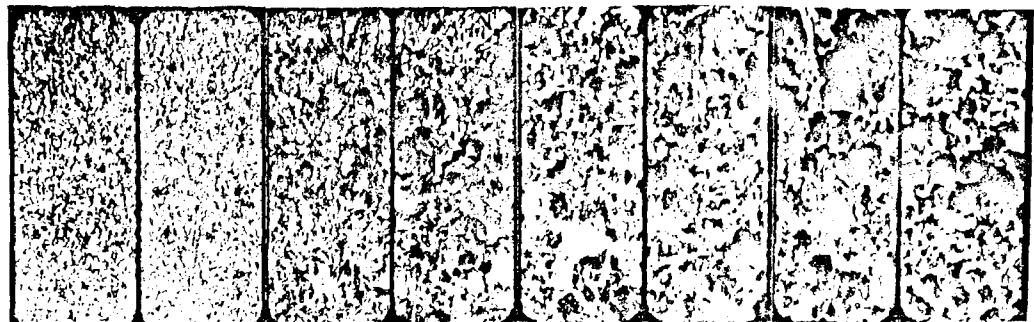
HRC 60 57 53 46 41 34,5 31 31
Temple + revenido 450°C. 1 hora/aire



HRC 40 39 35,5 33 31 29,5 29,0 29
Temple + revenido 550°C. 1 hora/aire



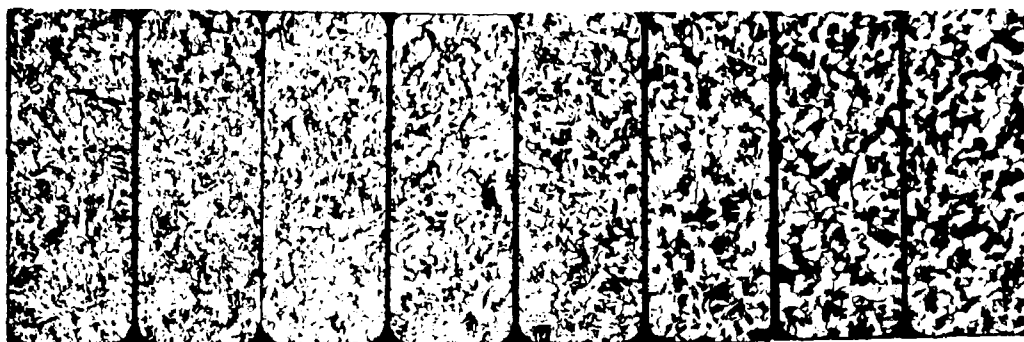
HRC 32 31,5 31 29 27 25,5 25 25
Temple + revenido 650°C. 1 hora/aire



HRC 23,5 23 22 21 20 19,5 19 18,5
Distancia 3 6 9 12 15 20 30 40 mm

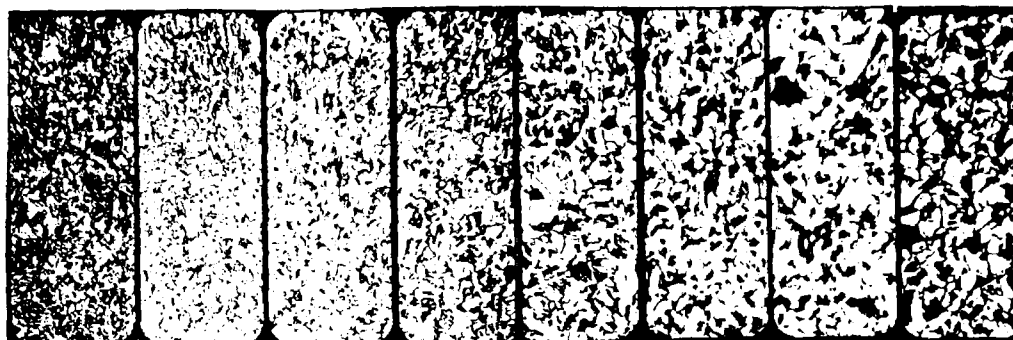
Acero 30 Mn 5

Temple Jominy 870°C



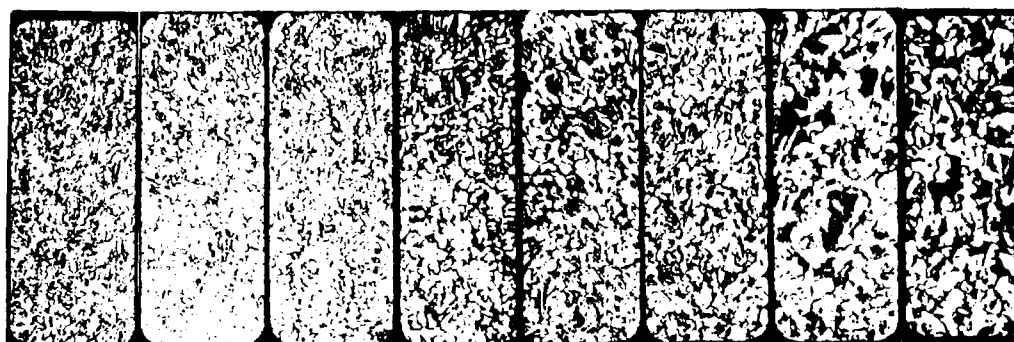
HRC	49,5	43	33,5	28,5	26	24,5	22	21
Micrograph								

Temple + revenido 550°C. 1 hora/aire



HRC	29,5	28	24	20,5	19,5	17,5	15,5	15
Micrograph								

Temple + revenido 650°C. 1 hora/aire



HRC	22,5	20	16	15	14	13	12	11
Micrograph								

Distancia	3	6	9	12	15	20	30	40 m
Micrograph								

VII.4. CURVAS DUCTILIDAD-FRAGILIDAD. TEMPERATURAS DE TRANSICION.

Los ensayos de resiliencia efectuados sobre aceros ferríticos a temperaturas sucesivamente inferiores, revelan que se alcanza una temperatura o zona de temperaturas denominada de transición, en las que se produce una disminución muy rápida de los valores de absorción de energía (resiliencia). Por debajo de esta zona, la absorción de energía es muy pequeña y el material se comporta de manera frágil; por encima de ella la energía de absorción es relativamente grande y el material actúa de modo tenaz.

La temperatura de transición permite comparar, con bastante eficacia, las características tenaces de los aceros.

Para que en un agregado policristalino se produzca la rotura frágil, se tienen que satisfacer dos condiciones:

- i) La resistencia cohesiva del material ha de ser excedida localmente, de modo que se produzcan micro-grietas.
- ii) El esfuerzo ha de ser lo suficientemente grande para que tales micro-grietas, una vez formadas, aumenten en tamaño y produzcan la completa rotura del agregado policristalino.

La fragilidad a bajas temperaturas es una consecuencia de que cualquier cambio en el metal o en las condiciones de carga que causen un aumento en el esfuerzo necesario para la fluencia plástica, sin que a la vez aumente la resistencia cohesiva del metal, favorecerá la tendencia al comportamiento frágil, siendo una de las variables principales, en este sentido, la temperatura.

Otro aspecto fundamental es que cuanto más pequeña sea la unidad microestructural que limita el tamaño de las primeras microgrietas formadas, por ejemplo, el tamaño de grano en un agregado de una sola fase o la distancia entre partículas en un agregado de dos fases, mayor será la resistencia opuesta a que se produzca la rotura frágil y, por consiguiente, menor la temperatura de transición del comportamiento dúctil a frágil.

Respecto a la forma de rotura, los materiales que rompen a temperaturas superiores a la de transición presentarán una rotura dúctil, producida a causa de grandes deformaciones plásticas, o sea, por deslizamiento de los cristales según planos inclinados en relación con la dirección del esfuerzo de tracción creado por el momento flector. Sin embargo, los materiales que rompen a temperaturas inferiores a la de transición, presentarán rotura frágil, la cual está producida por descohesión de los cristales con la consiguiente microfisuración, normal al esfuerzo de tracción, que se propaga instantáneamente a toda la sección transversal de la probeta.

A pesar de que la temperatura de transición es una propiedad conceptualmente clara y bien definida, sus criterios de medida son diversos y en ocasiones de difícil ejecución, por las propias características de la curva. Los más importantes son:

- i) El punto de inflexión de la curva de resistencia en función de la temperatura.
- ii) El valor medio de la energía máxima.
- iii) El 50% de fractura frágil (examen fractográfico)

iv) La correspondiente a un valor convencional de resiliencia, por ejemplo 3 Kpm/cm².

v) Punto medio de la zona de máxima pendiente (zona de transición).

Las Figs. 59 y 60 representan las curvas experimentales de ductilidad-fragilidad de los aceros ensayados de las series Cr-Mo y C-Mn, para tratamientos de normalizado y temple más revenido tenaz.

En las Tablas XL y XLI se recogen las condiciones de tratamiento térmico efectuado en cada acero de las series Cr-Mo y C-Mn y los resultados experimentales obtenidos, es decir, temperatura de transición y valor de la resiliencia a esa temperatura.

El criterio seguido para el cálculo de las temperaturas de transición fue el del punto medio de la zona de transición con apoyo y comprobación fractográfica según 50% de fractura frágil.

Los resultados en blanco de las Tablas XL y XLI significan que las temperaturas de transición de estos aceros con los tratamientos señalados serían superiores a 0°C e incluso, en algunos casos, a la temperatura ambiente (20°C), por lo que no tiene objeto referirse a ellas.

Por observación directa de las Figs. 59 y 60 se hace evidente que la estructura conseguida después del tratamiento térmico del acero es una variable fundamental en la evolución de las curvas de ductilidad-fragilidad y sus correspondientes temperaturas de transición.

En todos los aceros de ambas series se verifica que las temperaturas de transición disminuyen considerablemente para el tratamiento térmico de temple y revenido tenaz.

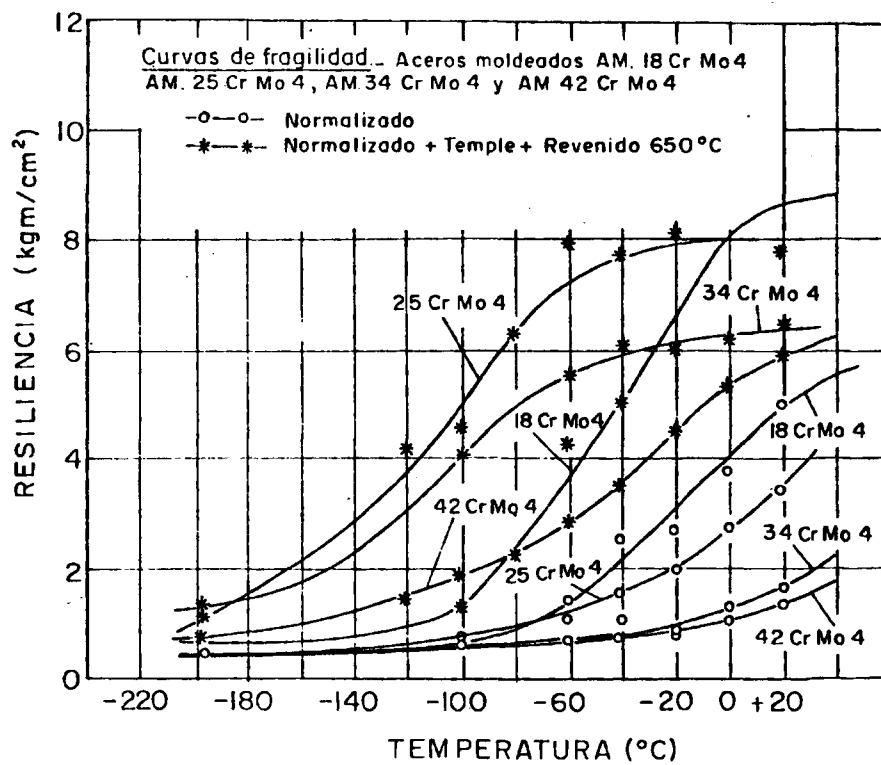


Fig. 59.

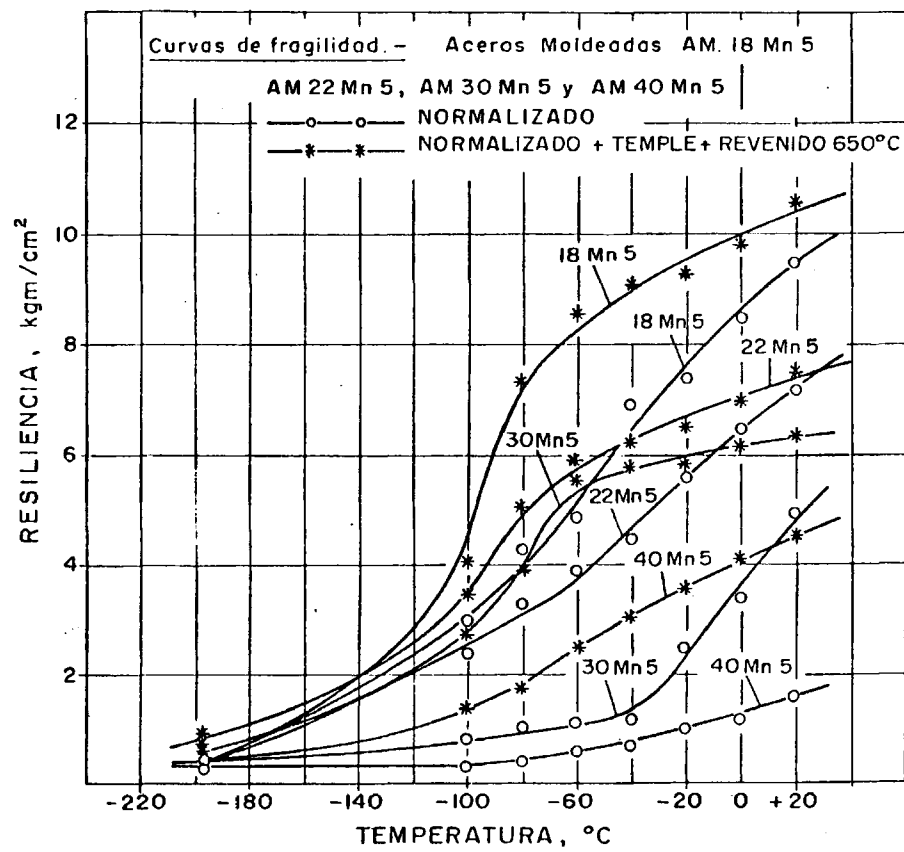


Fig. 60.

T A B L A XL.

Tratamientos térmicos, temperaturas de transición y resiliencia a estas temperaturas en los aceros moldeados Cr-Mo.

Tipo de acero	Tratamiento Térmico	Temperatura de transición	Resiliencia Kg/cm ² (T)
AM.18CrMo4	Normalizado 890°C 1h/aire	- 20°C	3
AM.18CrMo4	Normalizado + Temple + Revenido 880°C/agua+ 1h 650°C/aire	- 60°C	4
AM.25CrMo4	Normalizado 880°C 1h/aire	--	-
AM.25CrMo4	Normalizado + Temple + Revenido 870°C/agua + 1h 650°C/aire	- 80°C	4,5
AM.25CrMo4	Normalizado + Temple + Revenido 875°C/aceite+ 1h 650°C/aire	-100°C	5
AM.34CrMo4	Normalizado 875°C 1h/aire	--	-
AM.34CrMo4	Normalizado + Temple + Revenido 875°C/aceite+ 1h 650°C/aire	- 90°C	4,5
AM.42CrMo4	Normalizado 875°C 1h/aire	--	-
AM.42CrMo4	Normalizado + Temple + Revenido 860°C/aceite+ 1h 650°C/aire	- 60°C	3

T A B L A XLI.

Tratamientos térmicos, temperaturas de transición y resiliencia a estas temperaturas en los aceros moldeados C-Mn

Tipo de acero	Tratamiento Térmico	Temperatura de transición	Resiliencia Kg/cm ² (T)
AM.18Mn5	Normalizado 890°C 1h/aire	-70°C	4,5
AM.18Mn5	Normalizado + Temple + Revenido 875°C/agua+ + 1h 650°C/aire	-110°C	3,5
AM.22Mn5	Normalizado 890°C 1h/aire	-40°C	4,5
AM.22Mn5	Normalizado + Temple + Revenido 875°C/agua+ 1h 650°C/aire	-100°C	3,5
AM.30Mn5	Normalizado 890°C 1h/aire	-10°C	3
AM.30Mn5	Normalizado + Temple + Revenido 870°C/agua+ 1h 650°C/aire	-80°C	4
AM.40Mn5	Normalizado 890°C 1h/aire	--	-
AM.40Mn5	Normalizado + Temple + Revenido 860°C/aceite+ + 1h/650°C/aire	-40°C	3

(650°C) comparadas con las de normalizado, lo cual confirma una vez más, el carácter tenaz de la estructura ferrita-cementita globular conseguida por el revenido alto de una estructura totalmente martensítica.

La composición química del acero tiene también un efecto decisivo sobre la temperatura de transición y en general para iguales contenidos de elementos aleantes la temperatura de transición, aumenta con el contenido de carbono de aceros con idénticos tratamientos térmicos.

La serie C-Mn cumple perfectamente esta ley general de variación, tanto para el tratamiento de normalizado como para el de temple y revenido tenaz. Sin embargo, la serie Cr-Mo acusa cierta anomalía en la temperatura de transición del acero AM.18CrMo4 para tratamiento térmico de temple y revenido, la cual puede estar justificada por un ligero aumento de fósforo respecto a los demás aceros de la serie y a una estructura de temple y revenido en la que existen grandes granos ferríticos con precipitación de carburos en sus límites y en zonas dispersas bajo forma globulizada.

El manganeso como elemento de aleación tiene un efecto importante por su tendencia acusada a disminuir las temperaturas de transición, lo cual es obvio al comparar los datos obtenidos para la serie C-Mn con la del Cr-Mo. No obstante cabe destacar la excelente temperatura de transición del acero AM.25CrMo4, obtenida para tratamiento térmico de temple en aceite y revenido a 650°C. Este valor por sí mismo justifica su elección y desarrollo en el campo de aceros ferríticos para uso a bajas temperaturas de servicio.

VII.5. EFECTO DE LA TEMPERATURA Y TIEMPO SOBRE LA DUREZA DE REVENIDO.

En los aceros moldeados, el conocimiento de la dureza resultante después de un tratamiento térmico de temple y revenido, tiene una significación muy peculiar y se debe, fundamentalmente, a dos hechos:

- i) La necesidad de mecanizar las piezas total o parcialmente para su utilización en servicio.
- ii) La dureza es la propiedad mecánica, que por su rapidez de ejecución y su condición de ensayo no destructivo, se emplea con más profusión a nivel tecnológico para conocer, mediante fórmulas empíricas aproximadas, las propiedades mecánicas de resistencia de los aceros sometidos a tratamientos térmicos y en especial para controlar el descenso de dichas propiedades con la temperatura y tiempo de revenido.

Los resultados obtenidos en diversos ensayos, para determinar la influencia del tiempo de revenido a distintas temperaturas sobre los aceros de las series Cr-Mo y C-Mn en estado inicial de temple, se han reflejado en las Figs. 61 a 64 .

Para asegurar el mantenimiento de las probetas a dichas temperaturas durante tiempos tan largos como 24 horas, el revenido a 350°C se efectuó en baño de sales y los siguientes a temperaturas superiores hasta 650°C, se realizaron en baño de plomo.

Fig. 61. Variación de la dureza en función del tiempo para diferentes temperaturas de revenido. Aceros AM.18CrMo4 y AM.25CrMo4.

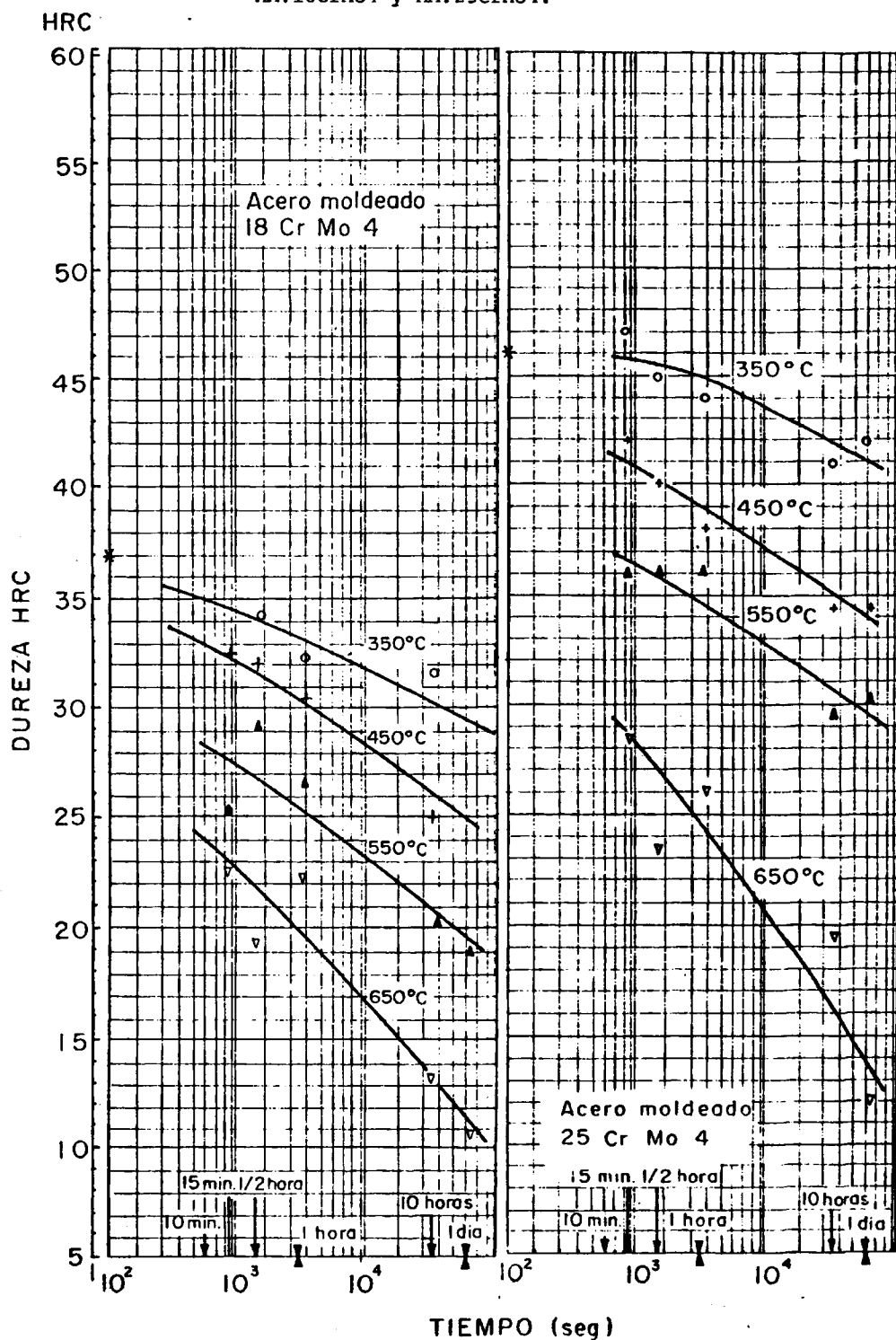


Fig. 62: Variación de la dureza en función del tiempo para diferentes temperaturas de revenido. Aceros AM.34CrMo4 y AM.42CrMo4.

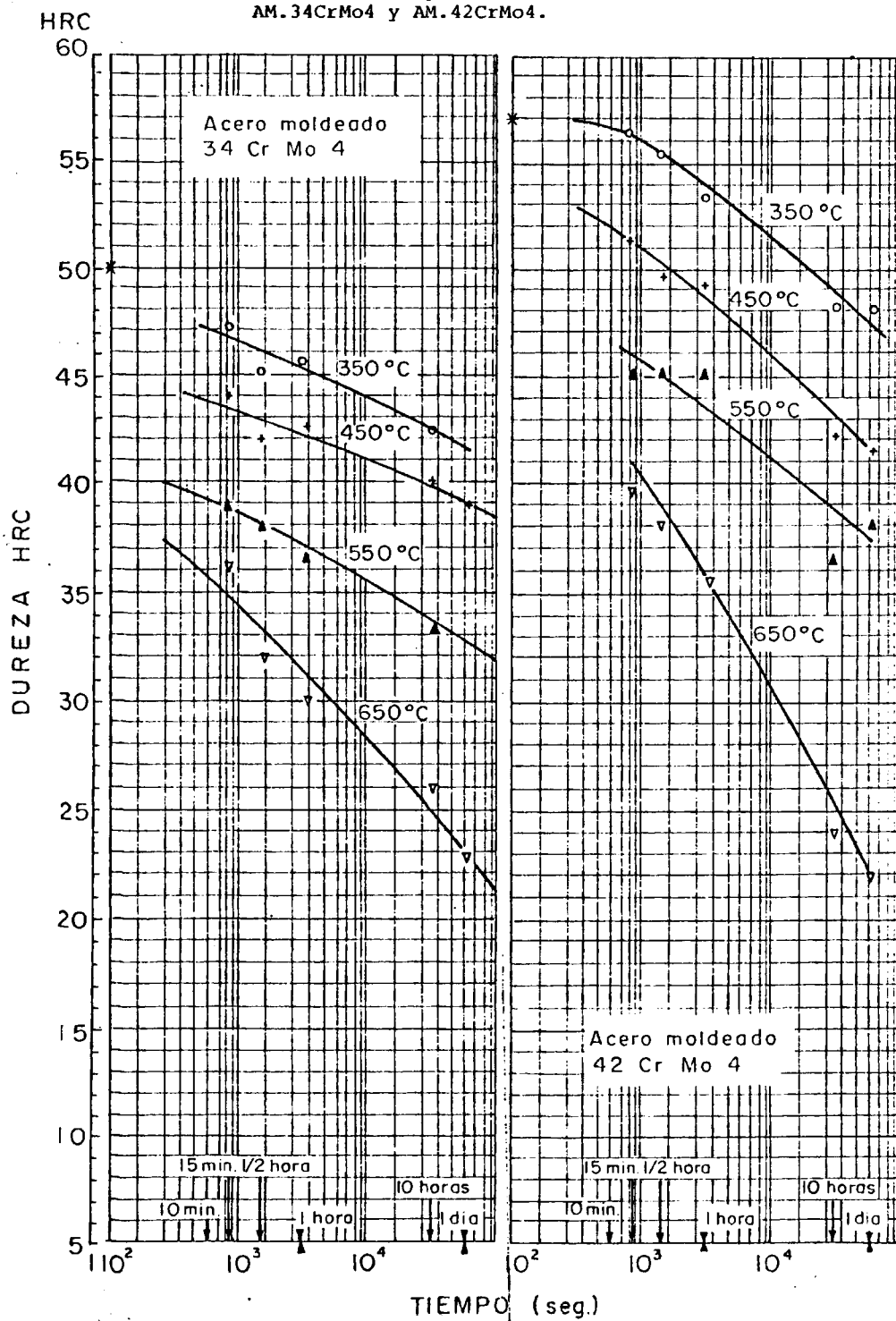


Fig. 63. validacion de la dureza en función del tiempo para diferentes temperaturas de revenido. Aceros AM.18Mn5 y AM22Mn5.

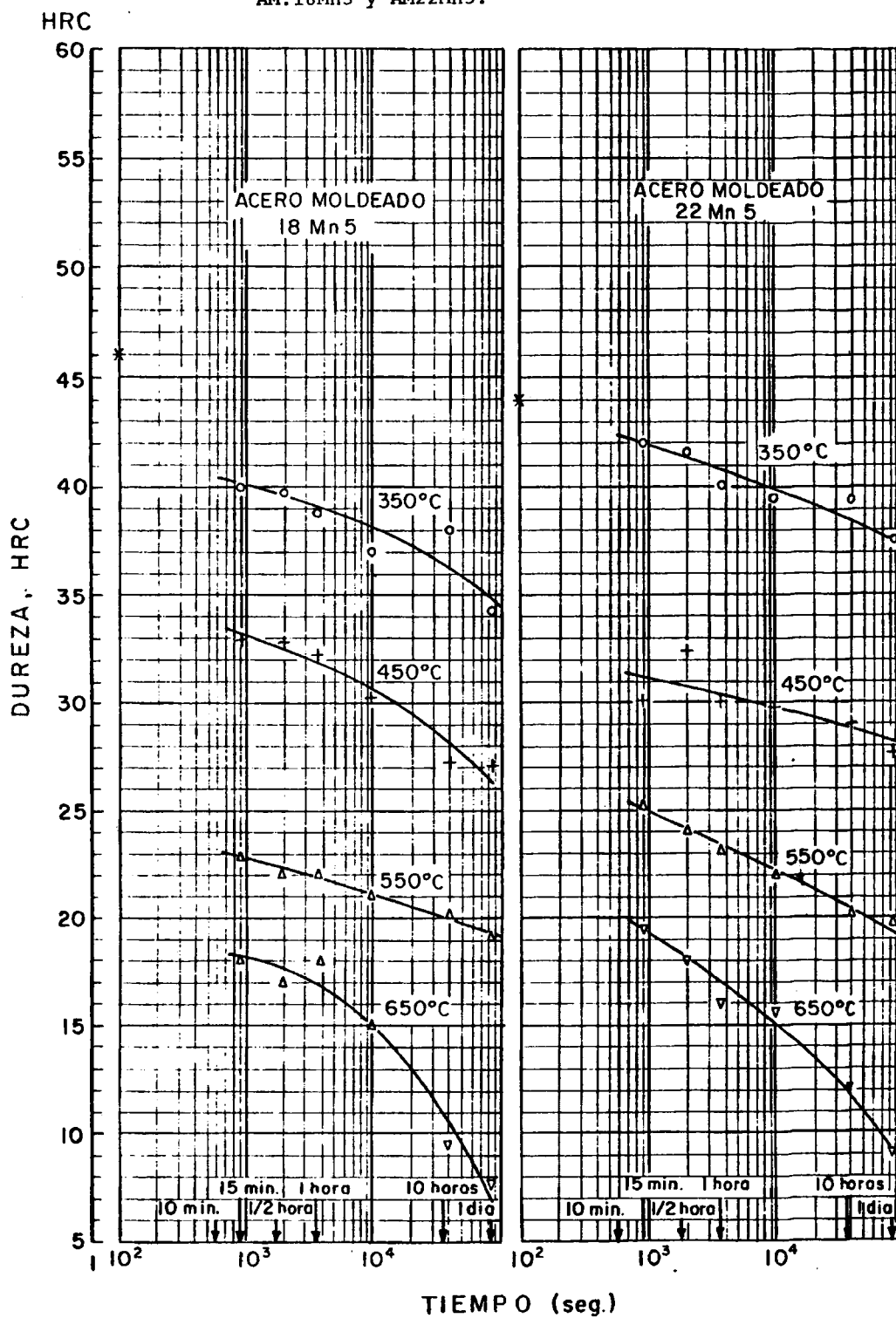
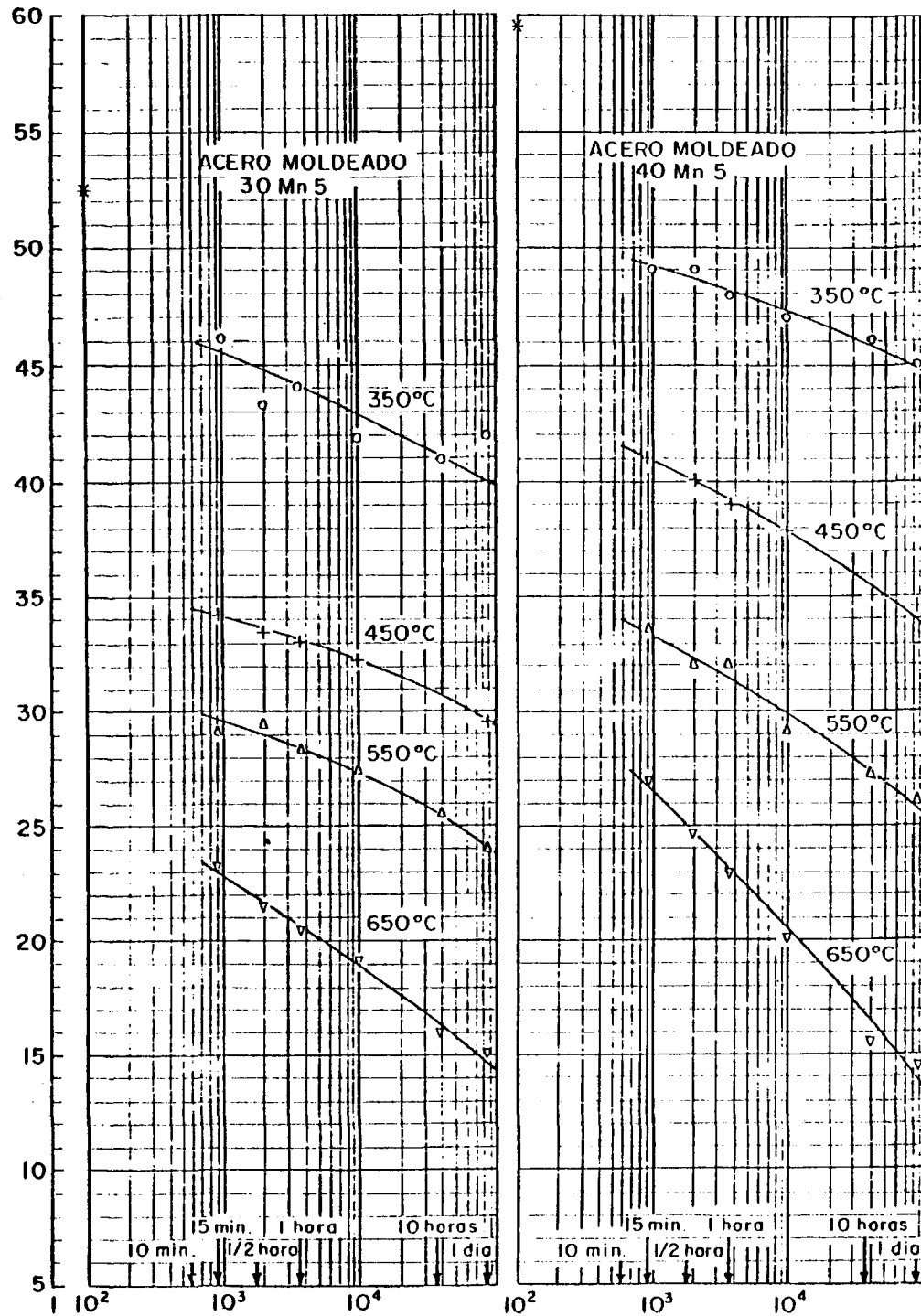


Fig. 64. Variación de la dureza en función del tiempo para diferentes temperaturas de revenido. Aceros AM.30Mn5 y AM.40Mn5.

HRC



Las curvas de variación dureza-tiempo de revenido se han realizado sobre papel semilogarítmico y de forma general para todos los aceros de ambas series, se comprueba la mayor pendiente de la curva correspondiente al revenido más alto (650°). Asimismo estas curvas confirman que por ser el revenido un proceso de difusión se podrían conseguir iguales durezas con revenidos a elevada temperatura y muy poca duración que a temperaturas más bajas y largos tiempos de mantenimiento.

Con el fin de comparar la evolución de durezas obtenidas en el revenido con la original de temple, ésta se ha señalado con un asterisco sobre el eje de ordenadas de cada acero.

La utilización práctica de los resultados es inmediata para conseguir el nivel de dureza más adecuado a las condiciones de mecanización si bien deberá tenerse en cuenta que las piezas de acero moldeado normalmente tienen espesores distintos y ello obligará a buscar la solución idónea en cada caso.

VIII. ESTUDIO METALOGRAFICO

Se ha señalado anteriormente que el conocimiento de las propiedades físico-mecánicas de los aceros obtenidos por determinados procesos de solidificación y sometidos a diferentes tratamientos térmicos en estado sólido tienen una importancia trascendental en la investigación de su comportamiento, desarrollo y campos de aplicación, pero este estudio quedaría incompleto si no se analizan las causas primarias que imprimen y dotan de características especiales y diferenciadoras a estas aleaciones, su microestructura.

Las transformaciones de fase producidas por los tratamientos térmicos generan en los aceros una variedad de microestructuras, que son a su vez las responsables directas de sus propiedades mecánicas finales. Su estudio nos permitirá, no solo conocer de una forma rigurosa y concreta las estrechas relaciones entre tratamientos microestructuras-propiedades, sino que además será una valiosa herramienta para la justificación e interpretación de las conclusiones obtenidas en la discusión de los resultados experimentales.

Las micrografías presentadas en este estudio han sido obtenidas sobre testigos metalográficos de dimensiones equivalentes a las de las probetas para ensayos mecánicos y tratadas simultáneamente con ellas. De esta forma queda asegurada en ambos casos la igualdad de condiciones de los tratamientos térmicos, las cuales se indican, junto con el valor de dureza obtenido, al pie de cada micrografía.

Con el fin de hacer más fácil la correspondencia entre la microestructura obtenida mediante un tratamiento

térmico y las propiedades mecánicas que la caracterizan, en las Tablas XLII a XLV se han señalado los valores experimentales de las propiedades físico-mecánicas fundamentales obtenidos para cada acero de las series Cr-Mo y C-Mn sometidos a los tratamientos térmicos de normalizado más revenido y temple más revenido que se consideran más importantes en la práctica industrial y sobre los que es posible realizar un estudio comparativo

CARACTERISTICAS MECANICAS DE NORMALIZADO + REVENIDO (Cr-Mo)

TIPO DE ACERO	R		Re		A %	Z %	HRC	KCU		TRATAMIENTO TERMICO
	Kgf/mm ²	N/mm ²	Kgf/mm ²	N/mm ²				Kgtm/cm ²	J/cm ²	
AM 25CrMo 4	88,0	862,4	65,5	641,9	11,0	32,0	20,0	3,5	34,3	Normalizado
	78,0	764,4	60,0	588,0	17,5	49,0	16,0	6,0	58,8	Norm. + Rev. 550°C
	72,0	705,6	54,5	534,1	21,0	52,0	13,0	8,0	78,4	Norm. + Rev. 650°C
AM 34CrMo 4	101,0	989,8	76,0	744,8	9,0	18,0	35,0	2,5	24,5	Normalizado
	87,0	852,6	68,0	666,4	14,5	37,5	29,0	3,0	29,4	Norm. + Rev. 550°C
	75,0	735,0	57,0	558,6	16,0	42,0	23,0	4,5	44,1	Norm. + Rev. 650°C
AM 42CrMo 4	109,0	1068,2	83,0	813,4	3,5	8,0	38,0	1,5	14,7	Normalizado
	97,5	955,5	77,0	754,6	11,0	25,0	33,0	2,5	24,5	Norm. + Rev. 550°C
	85,0	833,0	65,0	637,0	15,0	38,5	26,0	4,0	39,2	Norm. + Rev. 650°C

T A B L A X L I I I .
CARACTERISTICAS MECANICAS DE TEMPLE + REVENIDO (Cr - Mo)

TIPO DE ACERO	R		Re		A %	Z %	HRC	KCU		TRATAMIENTO TERMICO
	Kgf/mm ²	N/mm ²	Kgf/mm ²	N/mm ²				Kgf.m/cm ²	J/cm ²	
AM 14 Cr Mo 4	100,5	984,9	81,0	793,8	11,5	49,5	23,5	6,5	63,7	Templado
	76,0	744,8	68,5	671,3	16,5	61,0	14,5	10,5	102,9	Temp. + Rev. 550°C
	65,0	637,0	56,0	548,8	21,5	71,0	10,5	12,0	117,6	Temp. + Rev. 650°C
AM 18 Cr Mo 4	146,0	1430,8	114,0	1117,2	9,0	27,5	37,0	2,5	24,5	Templado
	88,5	867,3	82,0	803,6	11,5	37,5	24,0	5,5	53,9	Temp. + Rev. 550°C
	73,5	720,3	64,5	632,1	15,0	44,0	16,0	8,6	84,3	Temp. + Rev. 650°C
AM 25 Cr Mo 4	164,0	1607,2	140,0	1372,0	1,8	8,0	44,5	2,0	19,6	Templado
	109,0	1068,2	102,0	999,6	10,5	30,0	33,0	5,0	49,0	Temp. + Rev. 550°C
	90,0	882,0	82,0	803,6	14,0	40,0	25,0	7,5	73,5	Temp. + Rev. 650°C
AM 34 Cr Mo 4	172,5	1690,5	156,0	1528,8	—	—	50,0	0,8	7,8	Templado
	123,0	1205,4	114,0	1117,2	7,5	21,0	36,0	3,5	34,3	Temp. + Rev. 550°C
	99,5	975,1	90,0	882,0	12,0	34,5	28,0	6,5	63,7	Temp. + Rev. 650°C
AM 42 Cr Mo 4	178,0	1744,4	163,0	1597,4	—	—	54,0	0,5	4,9	Templado
	132,0	1293,6	124,5	1220,1	6,5	19,0	39,0	3,0	29,4	Temp. + Rev. 550°C
	106,0	1038,8	96,5	945,7	10,5	30,0	33,0	5,5	53,9	Temp. + Rev. 650°C

CARACTERISTICAS MECANICAS DE NORMALIZADO + REVENIDO (C-Mn)

TIPO DE ACERO	R		Re		A	Z	HRB	KCU		TRATAMIENTOS TERMICOS
	kgf/mm ²	N/mm ²	kgf/mm ²	N/mm ²	%	%		Kgf.m/cm	J/cm ²	
	61,3	600,7	42,0	411,6	26,4	60,4	85,0	9,5	93,1	Normalizado
AM 18 Mn 5	59,0	578,2	40,1	393,0	30,1	64,0	83,0	10,8	105,8	Norm. + Rev. 550°C
	56,1	549,8	38,8	380,2	31,0	66,9	80,0	11,8	115,6	Norm. + Rev. 650°C
	63,2	619,4	44,6	437,1	25,6	54,3	88,0	7,2	70,6	Normalizado
AM 22 Mn 5	62,2	609,6	42,0	411,6	27,8	57,0	84,0	7,8	76,4	Norm. + Rev. 550°C
	57,5	563,5	39,8	390,0	28,7	58,5	83,0	8,6	84,3	Norm. + Rev. 650°C
	79,0	774,2	52,0	509,6	14,7	26,4	96,0	4,9	48,0	Normalizado
AM 30 Mn 5	74,2	727,2	51,7	506,7	19,6	40,5	93,5	5,8	56,8	Norm. + Rev. 550°C
	66,9	655,6	46,5	455,7	22,7	43,7	91,0	7,4	72,5	Norm. + Rev. 650°C
	98,3	963,3	61,2	599,8	10,0	17,5	104,0	1,6	15,7	Normalizado
AM 40 Mn 5	92,8	909,4	59,7	585,1	13,0	23,4	102,0	2,6	25,5	Norm. + Rev. 550°C
	80,5	788,9	51,2	501,8	18,0	35,4	96,0	3,6	35,3	Norm. + Rev. 650°C

T A B L A XLV.

CARACTERISTICAS MECANICAS DE TEMPLE + REVENIDO (C - Mn)

TIPO DE ACERO	R		Re		A	Z	HRC	KCU		TRATAMIENTO TERMICO
	Kgf/mm ²	N/mm ²	Kgf/mm ²	N/mm ²	%	%		Kgf.m/cm ²	J/cm ²	
	155,2	1521,0	120,3	1178,9	7,0	12,1	44,0	3,0	29,4	Templado
AM 18 Mn 5	76,3	747,7	72,6	711,5	17,2	43,8	22,0	7,1	69,6	Temp. + Rev. 550°C
	65,6	642,9	57,7	565,5	23,2	49,6	9,0	10,5	102,9	Temp. + Rev. 650°C
	156,6	1534,7	122,8	1203,4	3,4	9,6	46,0	1,6	15,7	Templado
AM 22 Mn 5	80,8	791,8	74,0	725,2	15,4	36,6	23,0	5,8	56,8	Temp. + Rev. 550°C
	70,0	686,0	60,0	588,0	20,0	48,0	14,5	7,5	73,5	Temp. + Rev. 650°C
	182,6	1789,5	152,2	1491,6	2,5	6,0	52,5	0,6	5,9	Templado
AM 30 Mn 5	91,5	896,7	86,6	848,7	10,1	30,3	28,0	4,4	43,1	Temp. + Rev. 550°C
	75,4	738,9	68,8	674,2	18,3	41,4	20,0	6,3	61,7	Temp. + Rev. 650°C
	210,0	2058,0	—		1,5	2,5	59,5	0,5	4,9	Templado
AM 40 Mn 5	102,0	999,6	96,8	948,6	8,5	18,0	31,0	2,5	24,5	Temp. + Rev. 550°C
	81,6	799,7	74,0	725,2	16,2	29,8	22,5	4,5	44,1	Temp. + Rev. 650°C

VIII.1. ACEROS MOLDEADOS CROMO-MOLIBDENO.

Las Figs. 65 a 68 representan respectivamente los estudios metalográficos de los cuatro aceros de la serie Cr-Mo, AM.18CrMo4, AM.25CrMo4, AM.34CrMo4 y AM.42CrMo4. En ellas se señalan las micrografías obtenidas para los estados de recocido, normalizado, normalizado y revenido, temple y temple y revenido a diferentes temperaturas que se comentan a continuación.

VIII.1.1. RECOCIDO

Las estructuras de recocido obtenidas después de una hora a temperaturas de 875-890°C, seguido de enfriamiento lento en el propio horno, son todas de ferrita-perlita. La proporción de perlita crece al aumentar el contenido de carbono y presenta zonas con aspecto laminar claramente resuelto.

De este tratamiento térmico, que no había sido tratado anteriormente por carecer de importancia en cuanto al logro de propiedades mecánicas, se ha considerado su aspecto microestructural con el objeto de comparar el efecto que tienen, sobre estos aceros, enfriamientos más lentos que los de normalizado; como son los obtenidos en el propio horno durante el referido tratamiento térmico de recocido.

VIII.1.2. NORMALIZADO

Las estructuras obtenidas mediante tratamiento térmico de normalizado, varían según cada clase de acero ensayado. Dado que los elementos aleantes permanecen a niveles similares en todos ellos y que las condiciones de enfriamiento fueron asimismo idénticas, el responsable de estas variaciones será, lógicamente, el porcentaje de carbono que diferencia y caracteriza a cada uno de ellos. El AM.18CrMo4

posee una estructura formada fundamentalmente por los microconstituyentes ferrita y perlita, aunque aparecen también algunos núcleos muy dispersos de bainita superior.

Para contenidos de carbono superiores, las estructuras son de ferrita y bainita, generalmente bainita superior y en muy pocas zonas con tendencia acicular, característica de la bainita transformada a temperaturas más bajas (bainita inferior).

En el acero AM.25CrMo4, la proporción de bainita que aparece en su microestructura corresponde, sensiblemente, a la de perlita observada en la procedente de recocido; pero, para los aceros AM.34CrMo4 y AM.42CrMo4 de mayor porcentaje de carbono, las proporciones de bainita presentes en las estructuras de normalizado son mayores que las de perlita correspondientes a estructuras de recocido para cada acero. La proporción de ferrita en estas estructuras de normalizado comparadas con el recocido, es menor.

VIII.1.3. NORMALIZADO Y REVENIDO

Las conclusiones deducidas del estudio de propiedades mecánicas demostraron, claramente, que los efectos producidos por tratamientos térmicos de revenido sobre estructuras de normalizado eran prácticamente despreciables en los aceros más bajos en carbono de ambas series y poco importantes incluso para los de mayores porcentajes, que únicamente manifestaban ciertas variaciones con revenidos a temperaturas más altas (revenidos tenaces). Aún así, se ha estimado conveniente aportar, en este estudio micrográfico, las estructuras obtenidas para revenidos de una hora a 550 y 650°C, por considerar que su observación servirá para confirmar las conclusiones desprendidas en anteriores análisis de propiedades.

En el acero AM.18CrMo4 cuya estructura de normalizado estaba compuesta de ferrita y perlita con escasos núcleos de bainita, el efecto del tratamiento de revenido a nivel microestructural es realmente despreciable apreciando tan solo una ligera precipitación de carburos de forma puntual en algunas zonas de perlita fina o bainita superior.

Este fenómeno tiene una explicación teórica directa, si se considera que de los microconstituyentes obtenidos por descomposición de la austenita en sus tres posibilidades de transformación y estabilización en estado sólido, perlita, bainita y martensita, la primera es la más estable de todas por lo que será la que tenga menor capacidad de transformación en el proceso de estabilización de su estructura por efecto del revenido posterior.

Por regla general, la ferrita que forma parte de la perlita no será sobresaturada de carbono, por lo que el proceso de precipitación, si existe, es muy pequeño. Así pues, el proceso de estabilización de la perlita se realiza simplemente por cambio de configuración y crecimiento de los granos durante el calentamiento, en el que las láminas de cementita tienden a globulizarse, desarrollándose después estos glóbulos unos a expensas de otros por un fenómeno de coalescencia.

Evidentemente, el tiempo y temperatura de calentamiento son los que regularán el grado de globulización y desarrollo de los glóbulos, por lo que cuando ambas variables tienen valores elevados se llegan a alcanzar estructuras de ferrita con cementita globular casi completas.

Para que se produzca la estabilización de la perlita, sería necesario calentarla a temperaturas superiores a las de su formación e inferiores, lógicamente, a las del punto crítico Ac_1 . De esta forma, las temperaturas de revenido válidas para la estabilización de la perlita tienen un margen

muy pequeño, siendo el tiempo de permanencia el que tiene mayor importancia.

Así pues, de la microestructura de revenido alto obtenida para el acero AM.18CrMo4 se puede deducir que el tiempo de permanencia de una hora fue excesivamente corto; aunque por otra parte, las mejoras que producirían en las características mecánicas revenidas con tiempos de permanencia superiores, no justificarían prácticamente la necesidad de su realización, pudiéndose concluir que este acero no es idóneo para tratamiento térmico de normalizado y revenido.

Para aceros Cr-Mo de mayor contenido de carbono, en los que el tratamiento de normalizado genera estructuras de ferrita-bainita, el efecto del revenido tenaz se muestra algo más visible, con una tendencia a la globulización de carburos tanto más manifiesta cuanto más elevado es el porcentaje de carbono.

Al igual que en la perlita, el proceso de estabilización y transformación de la bainita exige calentamientos por encima de su temperatura de formación, aunque dicho proceso diferirá básicamente del de transformación y estabilización de la perlita.

La ferrita que forma parte de la bainita, por estar excesivamente enriquecida de carbono, puede precipitarlo durante el calentamiento dando origen a la formación de una fase intermedia de carburos y a la transformación final en cementita, todo ello simultáneamente a la globulización y crecimiento de la cementita. Por consiguiente, en el proceso de estabilización de la bainita coexisten, a diferencia del perlítico, una precipitación de carbono y un cambio de configuración y crecimiento de la cementita.

Por esta causa los primeros síntomas de transformación y estabilización de las estructuras de bainita reve-

nidas se hacen visibles con más nitidez y efectividad que para la perlita, requiriendo además temperaturas y tiempos de revenido menores para lograr su estructura de mínima energía formada por ferrita y cementita globular.

Las microestructuras de los aceros Cr-Mo de mayores contenidos de carbono, revenidos a 650°C durante una hora, indican que el estado de estabilización alcanzado ha sido solo parcialmente iniciado, siendo necesarios tiempos de permanencia superiores para conseguir la máxima estabilidad.

No obstante, como se dedujo anteriormente, el efecto de la estabilización inicial de la bainita por efecto del revenido permite conseguir en estos aceros propiedades mecánicas muy aprovechables con valores de resistencia y tenacidad intermedios.

Mayores niveles de estabilización podrían disminuir excesivamente las propiedades de resistencia a costa de aumentos poco importantes en valores de resiliencia, lo cual hace comprometido el empleo de revenidos muy prolongados sobre todo cuando se trata de conseguir características impuestas en las especificaciones técnicas.

VIII.1.4. TEMPLE

Las probetas fueron tratadas con tolerancias geométricas suficientes para que pudieran ser rectificadas a dimensiones finales después del tratamiento y para que, según los valores de los diámetros críticos reales obtenidos para cada acero, en los ensayos de templabilidad, dichas probetas tuvieran en su núcleo una estructura totalmente martensítica después del temple con enfriamiento en agua o aceite.

Las micrografías de temple representadas en el estudio metalográfico de los cuatro aceros, fueron obtenidas en los núcleos de probetas testigo de dimensiones equivalentes a las de ensayo y revelan microestructuras totalmente martensíticas para los aceros AM.25CrMo4, AM.34CrMo4 y AM.42CrMo4. La correspondiente al acero más bajo en carbono, AM.18CrMo4, a pesar de ser también fundamentalmente martensítica posee zonas dispersas de bainitas aciculares transformadas a bajas temperaturas próximas a M_s (bainitas inferiores). Este hecho demuestra que el baño de enfriamiento no tenía la severidad de temple adecuada para conseguir una transformación total en martensita, debido sin duda a una insuficiente agitación del medio en que se efectuó el enfriamiento durante el temple, agua en este caso.

No obstante el valor de la dureza 37 HRC, obtenido para la estructura de temple de este acero, confirma que su porcentaje de martensita en el núcleo es bastante alto.

VIII.1.5. TEMPLE Y REVENIDO

En el Capítulo VI se realizó una amplia descripción del proceso de estabilización de la martensita por efecto del revenido, analizando cada una de las tres etapas, función de la temperatura de que se componía dicho proceso de revenido, hasta alcanzar su estado final de mínima energía.

Posteriormente, Capítulo VII, se estudiaron los efectos de las temperaturas y tiempos de revenido sobre las propiedades mecánicas de los aceros ensayados. Y ahora, finalmente, se completa este análisis general del tratamiento térmico de temple y revenido con un estudio metalográfico que permitirá establecer una relación más estrecha entre causas y efectos.

Dado que la mejor combinación de propiedades mecánicas para los cuatro aceros se obtenía para temperaturas de revenido altas, se han representado únicamente las micrografías correspondientes a los tratamientos de temple y revenido a 550° y 650°C.

A 550°C se observan en los cuatro aceros restos de estructuras aciculares en fase de estabilización inicial (martensita revenida) con algunas zonas de ferrita y precipitación de cementita en los contornos de los componentes aciculares y la ferrita.

En el acero AM.18CrMo4 se observa a esta temperatura de revenido un grado de estabilización muy avanzado con precipitación de algunos carburos puntuales, gérmenes de globulizaciones posteriores.

La ferrita libre que puede observarse en estas micrografías disminuye en tamaño y proporción a medida que aumenta el contenido en carbono del acero, siendo extraordinariamente fina y dispersa en el AM.42CrMo4.

Para revenidos a 650°C han desaparecido totalmente las tendencias aciculares, observándose nódulos de cementita globulizados dispersos por toda la estructura base.

Estudio metalográfico sobre diferentes estados metalúrgicos
obtenidos por tratamiento térmico en los aceros ensayados
de la serie Cr-Mo.

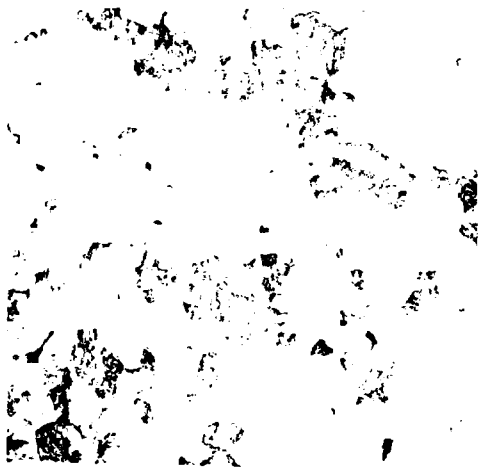
Fig. 65. AM18CrMo4

Fig. 66. AM25CrMo4

Fig. 67. AM34CrMo4

Fig. 68. AM42CrMo4

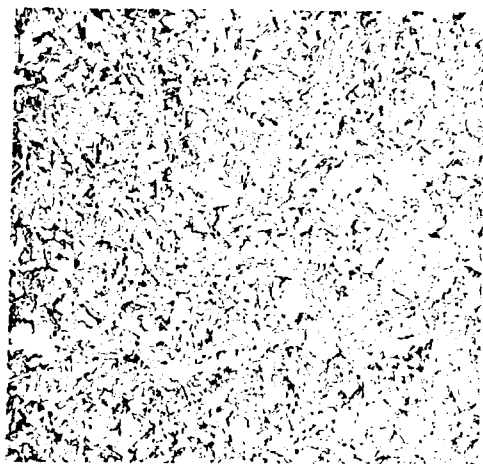
AM 18 Cr Mo 4 (x 500)



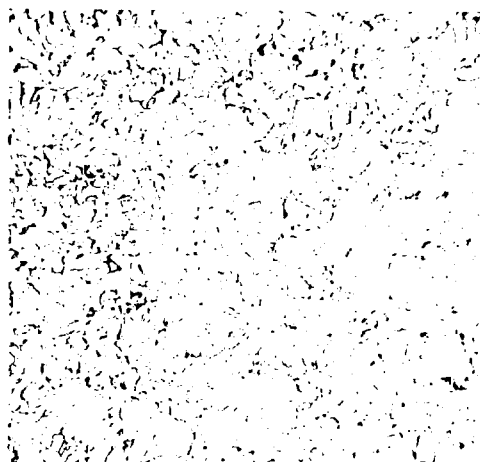
RECOCIDO HRB 76



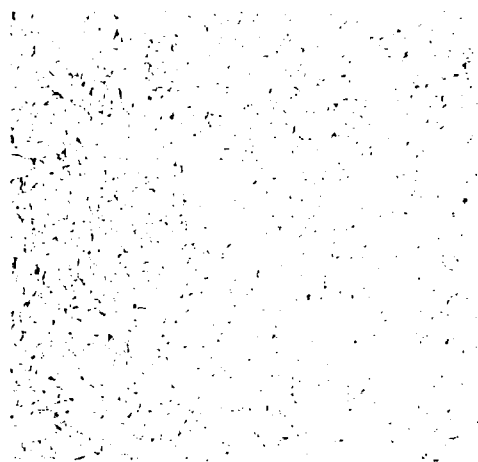
NORMALIZADO HRB 89



N + TEMPLE HRC 37

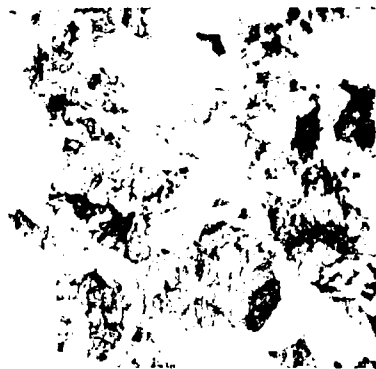


N + T + REVENIDO 550 °C HRC 24

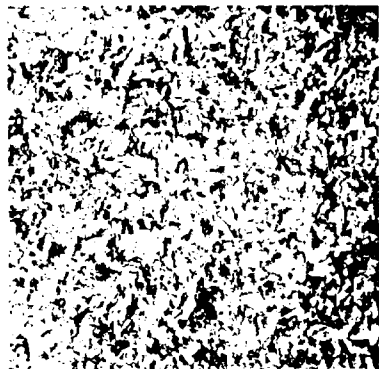


N + T + REVENIDO 650 °C HRC 16

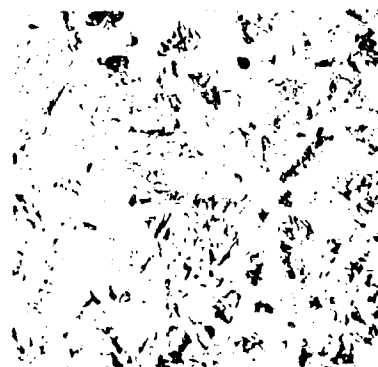
AM 25 Cr Mo 4 (x500)



RECOCIDO HRB 83



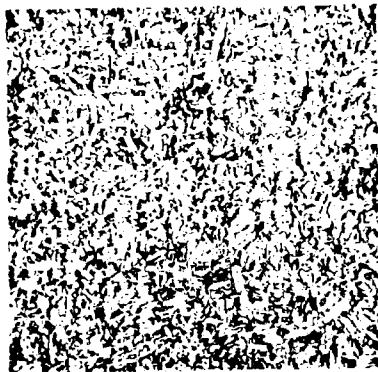
N + TEMPLE HRC 48



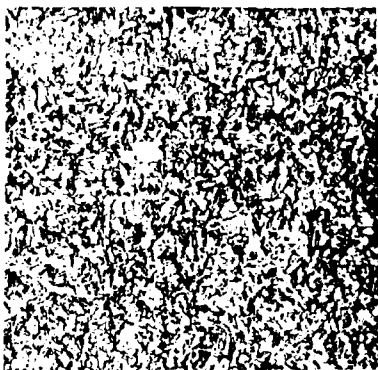
NORMALIZADO HRC 20



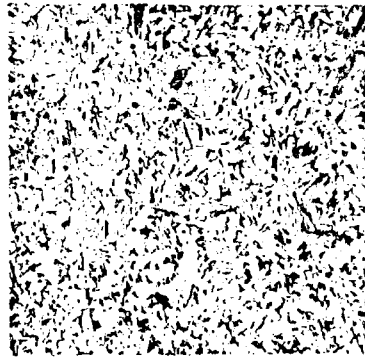
N + REVENIDO 650°C HRC 13



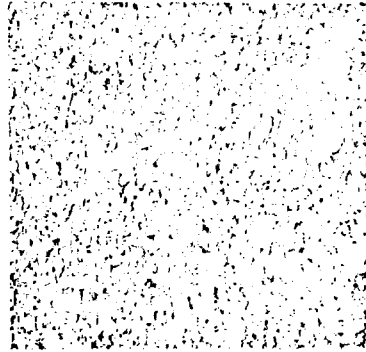
N + T + REVENIDO 550°C HRC 33



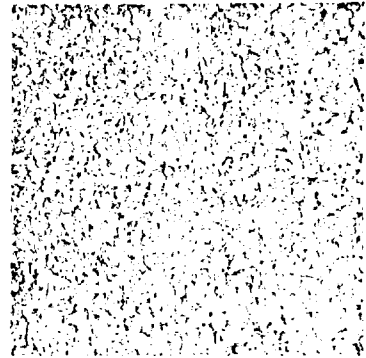
N + T + REVENIDO 650°C HRC 25



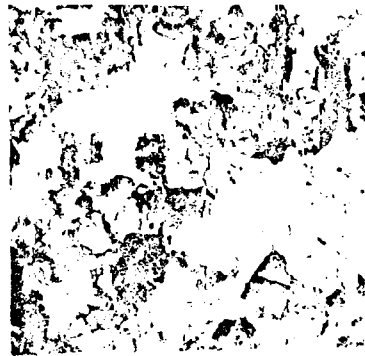
N + TEMPLE HRC 50



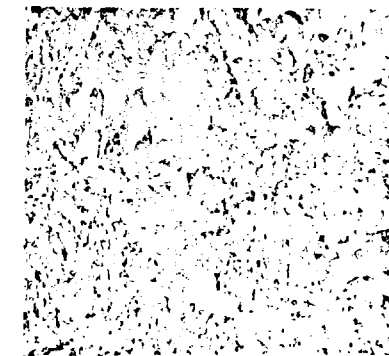
N + T + REVENIDO 650°C HRC 29



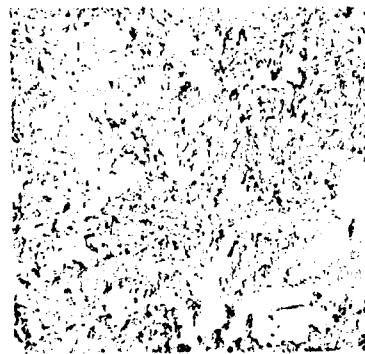
N + T + REVENIDO 550°C HRC 36



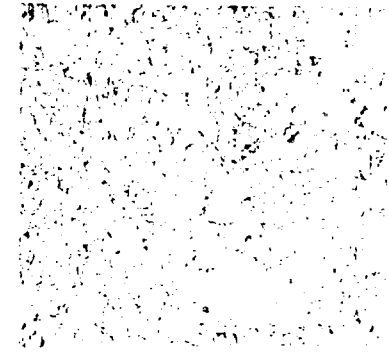
RECOCIDO HRB 91



N + REVENIDO 650°C HRC 23

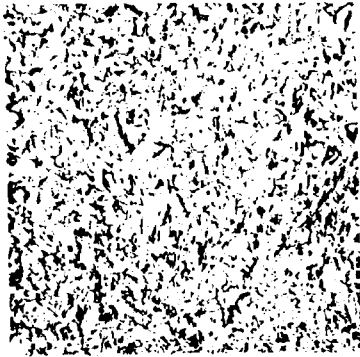


NORMALIZADO HRC 35

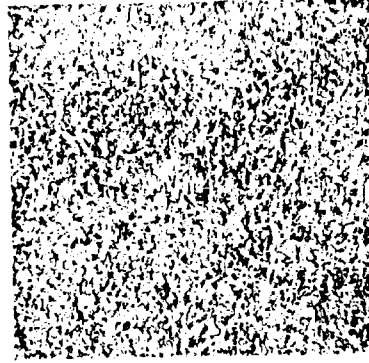


N + REVENIDO 550°C HRC 29

AM 42 Cr Mo 4 (x 500)



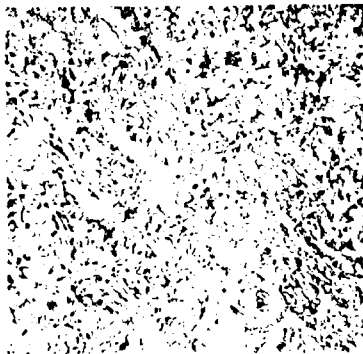
N + TEMPLE HRC 55



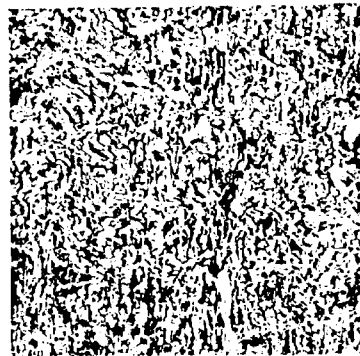
N + T + REVENIDO 650 °C HRC 33



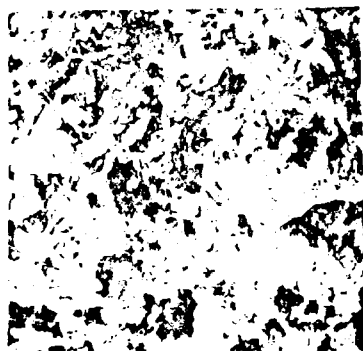
N + T + REVENIDO 550 °C HRC 39



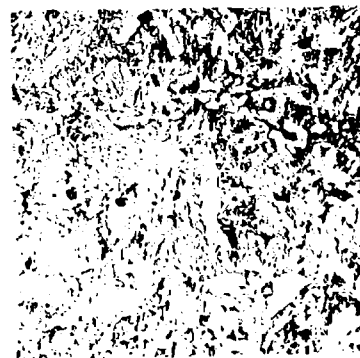
NORMALIZADO HRC 38



N + REVENIDO 650 °C HRC 26



RECOCIDO HRB 93



N + REVENIDO 550 °C HRC 33

VIII.2. ACEROS MOLDEADOS CARBONO-MANGANESO.

Las Figs. 69 a 72 representan el estudio metalográfico de los cuatro aceros ensayados de la serie C-Mn, para los mismos estados metalúrgicos indicados en la serie Cr-Mo. No obstante, con el fin de reflejar más claramente el efecto de los revenidos sobre estructuras de normalizado y de temple, se representarán micrografías de la secuencia completa de temperaturas de revenido desde 350 a 650°C.

VIII.2.1. RECOCIDO.

Las estructuras obtenidas por tratamiento térmico de recocido a temperaturas comprendidas entre 870 y 890°C y enfriamiento lento, son para todos los aceros de ferrita y perlita.

La cantidad de ferrita proeutectoide disminuye al aumentar el porcentaje de carbono de cada acero.

La perlita se presenta resuelta a 500 aumentos, aunque en los aceros de mayor contenido de carbono, AM.30Mn5 y AM.40Mn5, existen también grandes núcleos de perlita fina sin resolver.

VIII.2.2. NORMALIZADO.

Las micrografías para el tratamiento térmico de normalizado obtenidas para los dos aceros bajos en carbono de la serie, AM.18Mn5 y AM.22Mn5, presentan una microestructura de ferrita-perlita fina.

Para los aceros AM.30Mn5 y AM.40Mn5, la microestructura está formada esencialmente por ferrita y perlita muy fina aunque aparecen zonas bainíticas inferiores de difícil identificación a los aumentos habitualmente empleados en las micrografías.

La proporción de ferrita libre de cada acero es algo menor que la encontrada para sus correspondientes estructuras de recocido y disminuye igualmente a medida que aumenta el porcentaje de carbono presente en cada tipo de acero.

VIII.2.3. NORMALIZADO Y REVENIDO.

En las micrografías obtenidas para tratamientos de normalizado y revenidos de una hora de duración a 350 y 450°C de temperatura, se observan para los aceros AM.18Mn5 AM.22Mn5, estructuras prácticamente idénticas a las de normalizado sin indicios aparentes de mayor estabilidad. La explicación de este fenómeno, del que ya se tenía constancia por su efecto sobre las propiedades mecánicas, está en que las temperaturas de revenido empleadas no han superado las temperaturas de formación de la perlita durante el enfriamiento en aire, que como se verá más adelante en el capítulo dedicado a diagramas TTT de enfriamiento continuo, son, para ambos aceros, mayores de 500°C.

Para los aceros AM.30Mn5 y AM.40Mn5 de mayor contenido de carbono, el efecto producido por idénticas temperaturas de revenido sobre la estructura de normalizado es un poco más visible; especialmente en las zonas de origen bainítico y de perlita muy fina, en las que se aprecian síntomas de una precipitación inicial de cementita más acusada en el revenido a 450°C.

El revenido a 550°C muestra sus primeros efectos sobre las microestructuras de los dos aceros más bajos en carbono con una precipitación muy clara de carburos en las zonas perlíticas deshaciendo su aspecto laminar.

El efecto que este revenido a 550°C y una hora de duración tiene sobre los aceros AM.30Mn5 y AM.40Mn5 es de iguales consecuencias que para temperaturas inferiores, aunque se llega a un grado mayor de estabilización y se acentúa la precipitación de carburos de hierro (cementita) en bordes de grano.

Los revenidos a 650°C producen efectos ya muy notables sobre las microestructuras de los cuatro aceros, ya que en ellas se observan los núcleos perlíticos y bainíticos primitivos moteados ahora por la precipitación puntual de cementita, así como la formación aislada de glóbulos.

VIII.2.4. TEMPLE.

El tratamiento térmico de temple efectuado sobre cuatro aceros de la serie C-Mn, se realizó sobre probetas con las mismas condiciones dimensionales que las de la serie Cr-Mo, por lo que según los valores de los diámetros críticos reales calculados a partir del ensayo de templabilidad, cada acero poseerá después del temple en agua o aceite, una estructura martensítica en su núcleo.

Las micrografías obtenidas en las zonas centrales de probetas testigo revelan una microestructura totalmente martensítica en los cuatro aceros.

VIII.2.5. TEMPLE Y REVENIDO.

Al partir en los cuatro aceros de esta serie

de estructuras de temple martensíticas, se podrá estudiar en conjunto el efecto que sobre ellas tienen los revenidos de una hora de duración a temperaturas comprendidas entre 350 y 650°C.

A 350°C se observa ya un acusado efecto de precipitación de carbono de la red α sobresaturada, con formaciones de cementita localizada dentro y en los bordes de las agujas originales de martensita, sin desaparición de su aspecto acicular.

Para temperaturas de revenido superiores se intensifica la precipitación de nódulos de cementita en los contornos de las agujas primitivas, con desaparición progresiva de su aspecto acicular. Para los dos aceros más bajos en carbono de la serie, esta desaparición es prácticamente total a temperaturas de 450°C, mientras que los dos aceros de carbono superior solo se logran definitivamente a 550°C.

Por último, para temperaturas de revenido de 650°C la cementita ha coalescido y se globuliza, dispersándose finamente por toda la masa de la antigua martensita que, perdiendo carbono por difusión, está ya transformada en ferrita.

Al igual que en los demás aceros, la proporción de ferrita libre presente en estas micrografías, disminuye a medida que aumenta el porcentaje de carbono de cada acero.

Estudio metalográfico sobre diferentes estados metalúrgicos
obtenidos por tratamientos térmicos en los aceros ensayados
de la serie C-Mn.

Fig. 69. AM.18Mn5

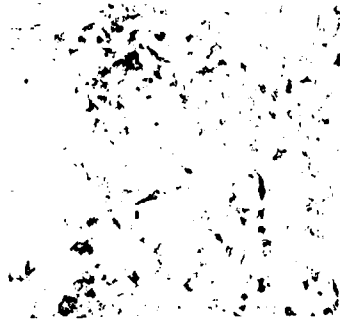
Fig. 70. AM.22Mn5

Fig. 71. AM.30Mn5

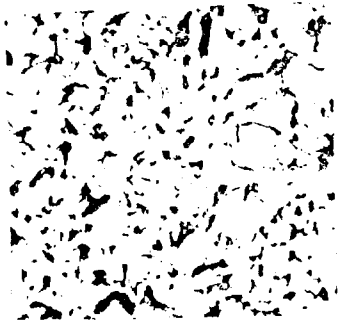
Fig. 72. AM.40Mn5

AM 18 Mn 5

(x 500)



RECOCIDO HRB 79



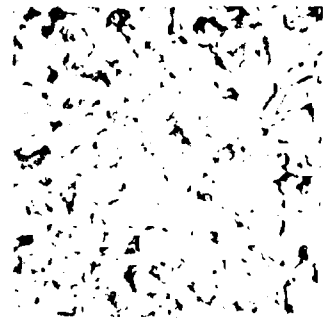
NORMALIZADO HRB 85



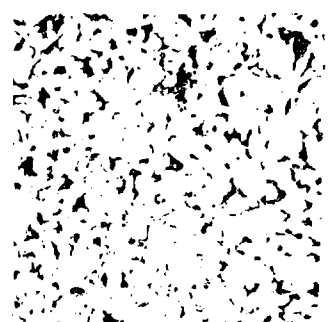
N+ T+ REVENIDO 350 °C HRB 85



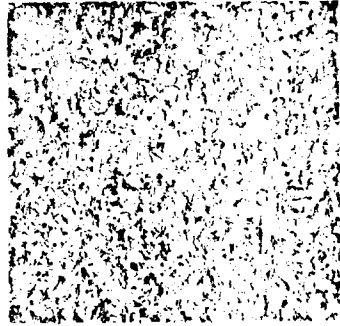
N+ T+ REVENIDO 450 °C HRB 83,5



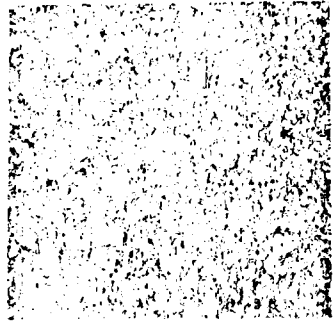
N+ T+ REVENIDO 550 °C HRB 80



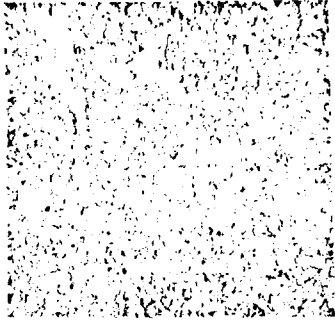
N+ T+ REVENIDO 650 °C HRB 77



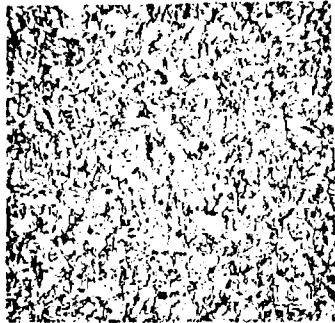
N+ T+ REVENIDO 750 °C HRB 74



N+ T+ REVENIDO 850 °C HRB 70,5



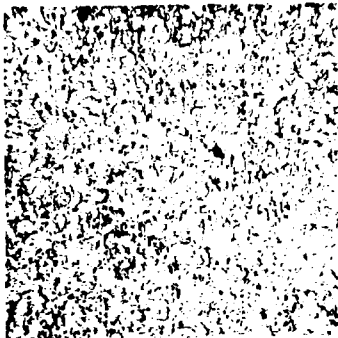
N+ T+ REVENIDO 950 °C HRB 67



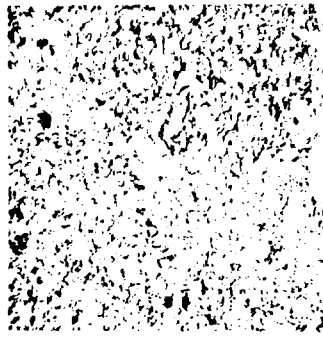
N+ T+ REVENIDO 1150 °C HRB 61



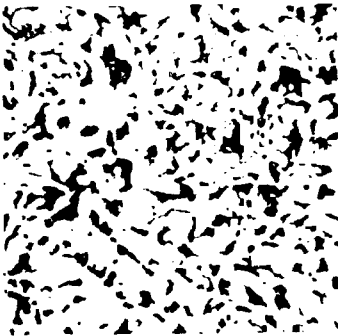
N + TEMPLE HRC 46



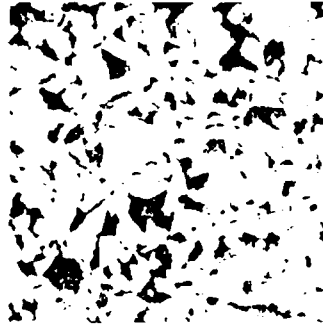
N + T + REVENIDO 450°C HRC 31



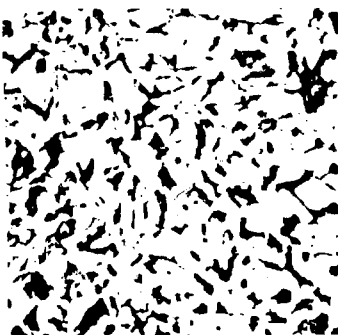
NORMALIZADO HRB 88



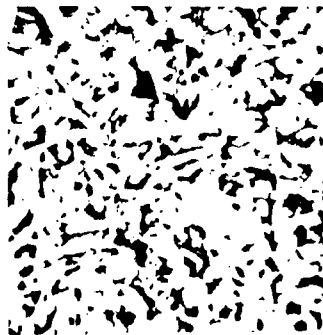
N + REVENIDO 450°C HRB 87



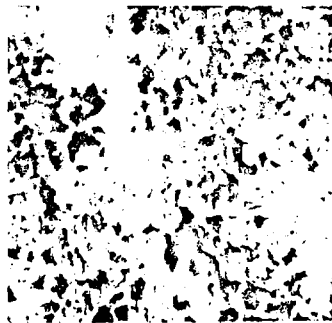
RECOCIDO HRB 81



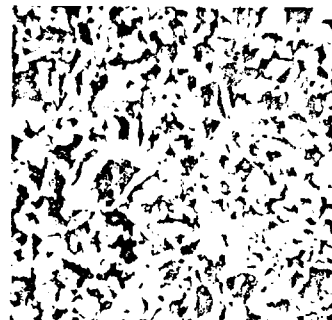
N + REVENIDO 350°C HRB 88



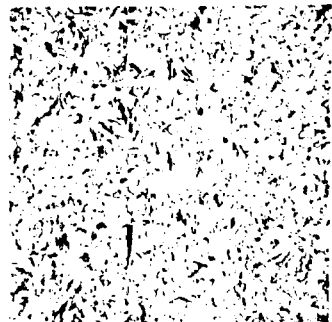
AM 30 Mn 5 (x 500)



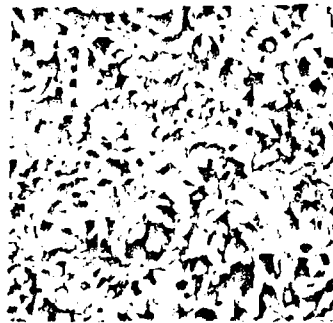
RECOCIDO HRC 39



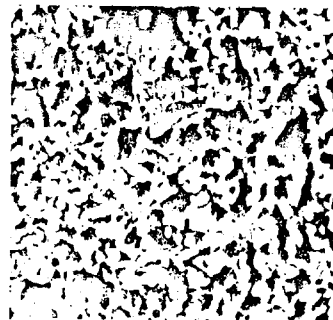
NORMALIZADO HRC 96



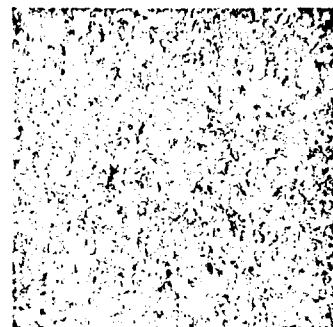
N + TEMPLE HRC 52.5



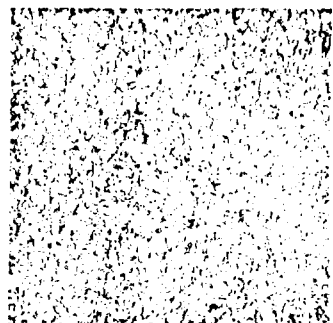
N + REVENIDO 350°C HRC 95



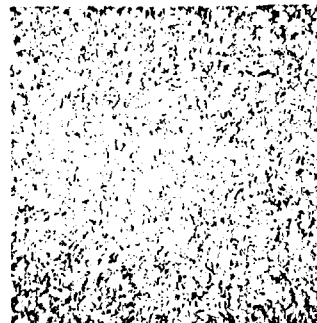
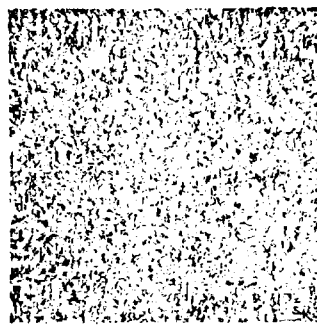
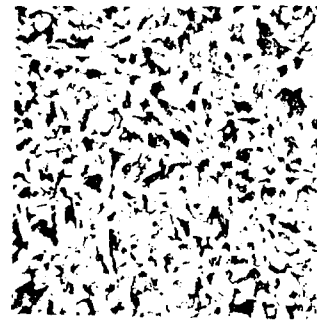
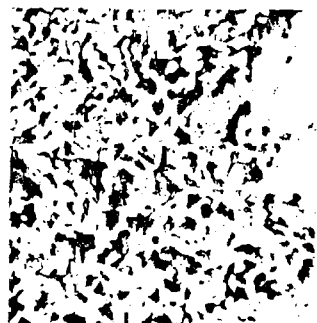
N + REVENIDO 450°C HRC 95

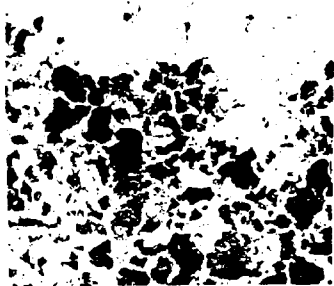


N + T + REVENIDO 350°C HRC 44



N + T + REVENIDO 450°C HRC 36





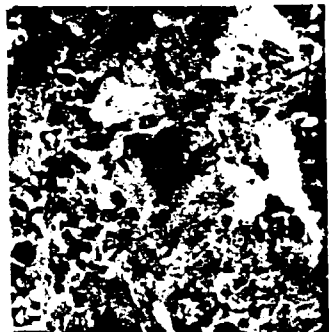
RECOCIDO HRC 16



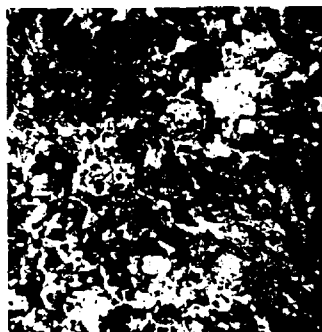
NORMALIZADO HRC 28



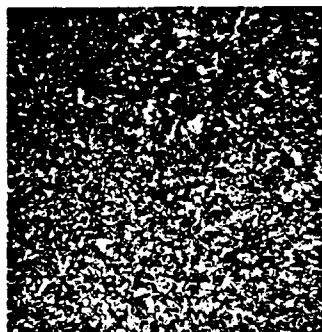
N + TEMPLE HRC 59,5



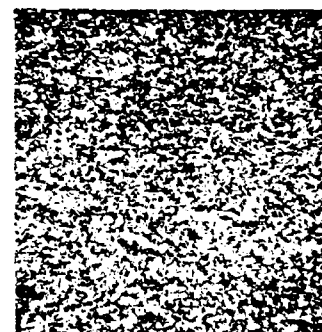
N + REVENIDO 350°C HRC 28



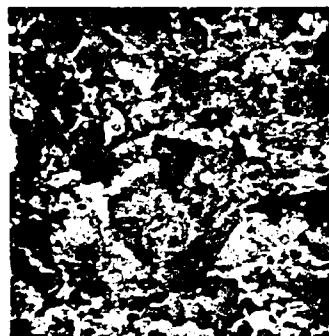
N + REVENIDO 450°C HRC 25,5



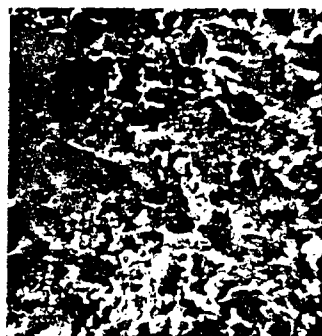
N + T + REVENIDO 350°C HRC 46,5



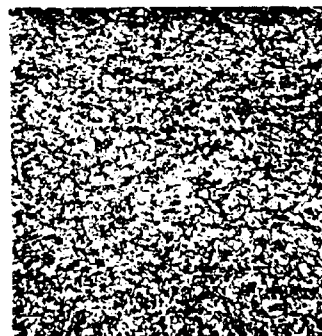
N + T + REVENIDO 450°C HRC 38,5



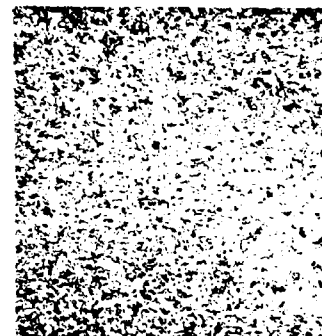
N + REVENIDO 550°C HRC 24,5



N + REVENIDO 650°C HRC 17



N + T + REVENIDO 550°C HRC 31



N + T + REVENIDO 650°C HRC 22,5

IX. DIAGRAMAS EXPERIMENTALES DE ENFRIAMIENTO CONTINUO.
TIEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMACION

IX.1. FUNDAMENTOS

Los diagramas tiempo-temperatura-transformación, generalmente denominados diagramas TTT de enfriamiento continuo*, son representaciones gráficas en escala semilogarítmica que permiten conocer con gran exactitud las temperaturas a las que comienzan y terminan las transformaciones estructurales generadas por el proceso de descomposición de la austenita en el curso de enfriamientos continuos a diferentes velocidades.

Ya que los tratamientos térmicos de más frecuente desarrollo (temple, normalizado y recocido) son procesos de enfriamiento continuo, la información obtenida de los diagramas TTT es de excepcional importancia por su aplicación práctica directa en el estudio de las transformaciones sufridas por la austenita en el enfriamiento propio de cada tratamiento térmico.

Igualmente, el conocimiento de estos diagramas ayudará a comprender y a explicar los fenómenos que ocurren en los tratamientos clásicos y la formación y existencia

* En la bibliografía inglesa y francesa estos diagramas se denominan C.C.T. del inglés, continuous cooling transformation

de las tres zonas de transformación ya citadas en la exposición de capítulos anteriores: la superior, donde nacen todas las estructuras de tipo perlítico; la intermedia, donde se desarrollan las estructuras bainíticas y la inferior, donde se genera la martensita.

Pero la información obtenida de los diagramas TTT no es únicamente de carácter cualitativo, sino que además permitirá conocer, mediante un estudio metalográfico adicional, los porcentajes de los microconstituyentes presentes en una determinada estructura generada con una velocidad de enfriamiento conocida. Aún más, ofrecerá la posibilidad de estimar las variaciones que deben sufrir dichas velocidades de enfriamiento para conseguir una estructura o mezcla de estructuras predeterminada.

Existen, sin embargo, una gran diversidad de factores que de una forma más o menos decisiva influyen sobre la configuración y morfología de los frentes y zonas de transformación de los diagramas de enfriamiento continuo de los aceros. Entre ellos se pueden destacar como más importantes los siguientes:

i) Factores que se refieren a las condiciones propias de los tratamientos térmicos, como son: temperatura y tiempo de austenización, presión de la atmósfera en que se realiza el tratamiento y velocidad de calentamiento desde la temperatura ambiente hasta la de austenización.

ii) Factores que se refieren a las condiciones estructurales de partida del acero, tales como: tamaño de grano austenítico, estructura inicial, segregaciones, inhibidores de transformaciones de fase, anisotropías direccionales y tensiones internas generadas en tratamientos termomecánicos.

iii) Composición química del propio acero en la que intervienen todos los elementos aleantes y algunos de los considerados como impurezas normales presentes en él.

Analizar exhaustivamente cada uno de estos factores sería excesivamente largo y se saldría del contexto general de este capítulo, por lo que nos limitaremos a estudiar brevemente aquellos factores que inciden de forma directa en la variación de los diagramas TTT de enfriamiento continuo considerados en base a su aplicación al campo de los tratamientos térmicos.

Por otra parte, ambos tipos de factores están estrechamente relacionados ya que unos pueden haber provocado o sido la causa de otros. En este sentido es conocido que cuando se aumenta la temperatura y el tiempo de austenización de un acero durante el tratamiento térmico aumenta a su vez el tamaño de grano austenítico, siendo lógico que ambos factores actúen de forma análoga, modificando los frentes de transformación de los diagramas TTT de enfriamiento continuo.

En efecto, todos estos factores desplazan las líneas de los diagramas TTT hacia la derecha, aumentando la templeabilidad del acero. De esta forma, un mismo acero será tanto más templeable cuanto mayor sea su temperatura y tiempo de austenización, principalmente como consecuencia del aumento producido en el tamaño de grano austenítico.

La explicación de este fenómeno se basa en la forma heterogénea de nucleación de la perlita en los límites de grano austeníticos. Mientras que la velocidad de crecimiento de la perlita es independiente del tamaño de grano de la austenita, el número total de núcleos que se forman por segundo (velocidad de nucleación) varía directamente con la superficie disponible para su formación. Así, en un acero de grano grueso la superficie de límite de grano es inferior a la del mismo acero con grano fino y, como consecuencia, en el acero de grano grueso la nucleación de perlita se retrasa y por tanto aumenta su templeabilidad, consiguiendo estructuras totalmente martensíticas con tiempos de enfriamiento más prolongados o, lo que es igual, con velocidades de enfriamiento más lentas.

No obstante, el emplear un tamaño de grano austenítico grueso para aumentar la templabilidad va acompañado de cambios indeseables en otras propiedades del material, tales como un aumento importante de la fragilidad y disminución consiguiente de ductilidad. Las grietas de temple, o agrietamiento del acero debido al choque térmico y a las tensiones inherentes al tratamiento de temple, aparecen más fácilmente en aceros de grano grueso.

La velocidad de calentamiento es otro factor de gran importancia sobre los desplazamientos y variaciones experimentadas en los diagramas TTT.

Cuando para un acero determinado se fija una temperatura de austenización, siempre superior, para los aceros hipoeutectoides, a la temperatura crítica AC_3 , pretendemos conseguir en él una estructura totalmente austenítica antes de someterle a cualquiera de los diferentes enfriamientos característicos de cada tratamiento térmico. Conviene señalar que estas temperaturas corresponderán a la zona austenítica únicamente cuando las condiciones de calentamiento son las de equilibrio, ya que ellas son deducidas directamente del diagrama de equilibrio Fe-C.

Sin embargo, las temperaturas que corresponden a los puntos de transformación críticos que definen las zonas de solubilidad en condiciones de equilibrio se modifican cuando dichas condiciones se separan del equilibrio tanto durante el calentamiento como durante el enfriamiento, dando lugar al conocido fenómeno de histéresis en los puntos de transformación críticos que hace necesaria la diferencia entre los de calentamiento Ac y los de enfriamiento Ar .

Este fenómeno de histéresis que ya fué comentado anteriormente para el enfriamiento, adquiere su máxima

expresión en los diagramas TTT, donde se puede ver claramente la disminución de temperatura de los puntos críticos en función directa del aumento de las velocidades de enfriamiento, sin más que observar la pendiente de las líneas que definen el comienzo de la precipitación de ferrita (Ar_3) y la de formación de perlita (Ar_1).

Respecto a las condiciones de calentamiento fuera del equilibrio, velocidades crecientes aumentan la temperatura de los puntos críticos de calentamiento Ac .

Los diagramas de solubilidad tiempo-temperatura de los aceros en función de las velocidades de calentamiento, indican que con velocidades rápidas desde la temperatura ambiente, y por efecto del desplazamiento hacia temperaturas superiores de los puntos críticos, podemos encontrar que a la temperatura de austenización fijada para la obtención del diagrama TTT de un acero, no se haya conseguido realmente una transformación total en austenita homogénea, sino que, dependiendo de dicha velocidad, se obtenga una estructura mezcla de austenita-ferrita-carburos o quizás de austenita más o menos heterogénea y carburos sin disolver.

De esta forma, cuando se procede al enfriamiento de un acero en estas condiciones, sea cual sea su velocidad, para encontrar los puntos que delimitan las líneas y frentes del diagrama TTT de enfriamiento continuo, nos encontraremos con resultados de difícil interpretación, no solo por el desplazamiento arbitrario de los frentes, sino por los errores conceptuales que esto conlleva, ya que los diagramas TTT estudian única y exclusivamente las transformaciones experimentadas por la austenita y no las originadas por mezcla de ésta con ferrita y/o carburos.

Evidentemente, e insistiendo en que un diagrama TTT construido para un acero que no haya alcanzado en el

calentamiento una austenización total y homogénea no puede considerarse como un diagrama TTT propiamente dicho, si la estructura conseguida por una velocidad de calentamiento excesivamente rápida está formada por austenita y cementita sin disolver, los frentes del diagrama que se obtendría estarían desplazados a la izquierda, hacia tiempos de enfriamiento más cortos, con la consiguiente disminución de la templabilidad del acero. La explicación de este fenómeno es clara si se considera que la cementita no disuelta ha disminuido el porcentaje de carbono que realmente debería tener en solución el hierro y (austenita) correspondiente a la composición y temperatura de austenización del acero, por lo que a efectos de templabilidad esta austenita se comportaría como la correspondiente a un acero de contenido de carbono inferior. Por otra parte, la cementita sin disolver favorece durante el enfriamiento la nucleación perlítica, resultando así un efecto adicional de disminución de la templabilidad.

La influencia de otros factores como la estructura inicial del acero a temperatura ambiente antes de su austenización, tienen su explicación sobre las mismas bases de los diagramas de solubilidad bajo condiciones fuera del equilibrio, ya que estos variarían en función de la estructura de partida del acero, que mediante calentamiento hay que llegar a austenizar, es decir, a transformar.

Lógicamente y refiriéndonos a dos ejemplos extremos, no será igual el proceso seguido para austenizar total y homogéneamente una estructura inicial de martensita que una estructura de ferrita-perlita; ya que, para austenizar una estructura de martensita de carácter metaestable deberá transformarse durante el calentamiento en estructuras con grados progresivos de mayor estabilización antes de atravesar la temperatura del punto crítico inferior de transformación. Debido además a que esta estabilización es un proceso de difusión de carbono que requiere tiempo y temperatura, aún para veloci-

des de calentamiento muy lentas, la temperatura del punto de transformación Ac_1 estaría muy alta y se podría llegar a la supuesta temperatura de austenización teórica sin haber, ni siquiera comenzado ésta.

Sin embargo, siendo la estructura de ferrita-perlita la que posee un acero hipocutectoide a temperatura ambiente con enfriamiento lento según el diagrama de equilibrio Fe-C, la austenización en este caso, seguirá un proceso de transformación directamente desde los puntos críticos de calentamiento Ac_1 (donde toda la perlita se transforma bruscamente en austenita) y Ac_3 (donde toda la ferrita proeutectoide se ha transformado en austenita). Obviamente, las temperaturas de estos puntos críticos estarán también expuestas a variaciones en función de las diferentes velocidades de calentamiento empleadas en la austenización, pero salvando estas variaciones inherentes a las propias condiciones de calentamiento fuera del equilibrio, para una misma velocidad de calentamiento una estructura inicial de ferrita-perlita se austenizará total y homogéneamente a menor temperatura y tiempo de estabilización que una estructura martensítica, aunque ambas serán, por supuesto, mayores que la temperatura crítica de austenización total en el calentamiento Ac_3 .

Así pues, si para construir el diagrama TTT de un acero se elige una velocidad de calentamiento determinada y una temperatura y tiempo de estabilización necesarios para conseguir la austenización total y homogénea de una estructura inicial de ferrita-perlita y si por alguna circunstancia dicha estructura es en origen martensítica, su austenización no será total o incluso ni se habrá iniciado, produciendo, como se vió anteriormente, los consiguientes efectos de disminución de templeabilidad y el diagrama TTT así obtenido no es correcto.

Por esta razón, todos los diagramas experimentales TTT de enfriamiento continuo presentados en este

trabajo, se han realizado partiendo de aceros en el estado común de normalizado, que por otra parte, es el tratamiento térmico inicial que, a nivel tecnológico, se admite normalmente como estado metalúrgico de partida más idóneo para la realización de posteriores tratamientos más específicos.

Existe finalmente un factor cuya influencia sobre la modificación de líneas y frentes de los diagramas TTT de enfriamiento continuo es esencial, la composición química de los aceros.

Todos los elementos aleantes presentes en el acero, excepto el cobalto, desplazan los frentes de transformación de los diagramas TTT hacia la derecha, aumentando, por consiguiente, su templabilidad. Las magnitudes de estos desplazamientos varían para cada elemento, siendo el manganeso el de mayor influencia sobre la templabilidad seguido del molibdeno, cromo, silicio y níquel.

El carbono aumenta también la templabilidad de los aceros, aunque su influencia, cuando se considera como el único elemento de aleación, no es grande. Esto demuestra la bajísima templabilidad de la aleación Fe-C y fue una de las causas principales que justificó la adición en los aceros, incluso en los considerados como sin alear, (aceros al carbono), de pequeñas cantidades de manganeso comprendidas entre 0,4-0,8 %.

La influencia que tienen el carbono y cada uno de los elementos aleantes sobre la templabilidad no es igual cuando se estudia de forma absoluta, como único elemento aleante, que de forma relativa, considerando la influencia de dicho elemento aleante en presencia de otros. De esta forma se encontró que a efectos de templabilidad y en definitiva, a efectos del desplazamiento hacia tiempos de enfriamiento superiores de los frentes de transformación de los diagramas TTT, era más importante y efectiva la presencia de pequeños contenidos de varios elementos de aleación que altos contenidos de un solo elemento.

Así pues, si debido a que la presencia de contenidos crecientes de elementos aleantes y carbono aumentan la templabilidad de un acero, es evidente que la formación de constituyentes proeutectoides (ferrita, cementita), perlita y bainita se vuelve más difícil, significando que sus frentes de transformación se desplazan hacia velocidades de enfriamiento más elevadas. Pero ésta no es la única variación que experimentan dichos frentes ya que, simultáneamente a este desplazamiento hacia tiempos de enfriamiento mayores, existe un descenso de dichos frentes hacia temperaturas de transformación más bajas.

Estos desplazamientos son característicos de los elementos aleantes que, como el manganeso, forman solución sólida con la austenita.

Los elementos que, como el cromo y molibdeno, forman carburos aún con pequeños porcentajes, tienen una influencia característica sobre el frente de transformación perlítico, desplazándolo en mayor proporción, hacia tiempos de enfriamiento más largos que al frente bainítico.

El manganeso, sin embargo, tiene la misma influencia sobre los frentes perlítico y bainítico, desplazando ambos en igual magnitud.

El cromo presenta en algunos aceros hipoeutectoides aleados, una cierta tendencia a ampliar el campo ferrítico ensanchando su zona de transformación. Pero este efecto puede ser incluso más acusado por efecto del manganeso como único elemento de aleación.

Aunque el manganeso y el níquel tienen una influencia muy similar sobre los diagramas TTT, se diferencian en que el comienzo de la formación de martensita (M_s) se encuentra para los aceros al níquel a temperatura más alta que en los aceros al manganeso. Esto representa una ventaja para los

primeros, puesto que cuanto mayor es la temperatura de M_s , menor será la tendencia al agrietamiento durante el tratamiento térmico de temple.

Respecto a los demás factores que pueden influir sobre la forma de los diagramas TTT y que no se tratarán por no incidir directamente en el objeto específico de este trabajo o por ser constantes preestablecidas en él, se puede señalar que la presión de ensayo fue la atmosférica y que al ser aceros moldeados no sometidos, por tanto, a tratamientos termomecánicos, no presentan anisotropía estructural ni tensiones internas definidas.

Es importante, finalmente, constatar que la información obtenida de un diagrama TTT de enfriamiento continuo, será válida solo para aquellos aceros que posean igual composición química, tamaño de grano, condiciones estructurales y que vayan a sufrir tratamientos térmicos con iguales condiciones de calentamiento y austenización que el ensayado. Para los que únicamente tengan condiciones parecidas, la información obtenida será solo aproximada y deberá ser tratada con las adecuadas precauciones.

IX.2. METODO EXPERIMENTAL

Desde que en 1932 Bain publicaba, bajo forma esquemática, el primer diagrama TTT de enfriamiento continuo de un acero con 0,85 % de carbono, hasta nuestros días, han sido muchos los métodos experimentales empleados para la construcción de tales diagramas, entre ellos como más importantes se pueden citar el método metalográfico, el magnético, el calorimétrico, el del ensayo Jominy (método de Lidholm), etc. Sin embargo son dos los métodos que se han impuesto en la actualidad gracias a su precisión y a la facilidad de realización, el método dilatométrico y el análisis térmico. Ambos

métodos han sido aplicados de forma sistemática por Wever y Rose en la determinación de diagramas TTT de enfriamiento continuo; y a ellos se debe no solo el desarrollo y aplicación de estos métodos, sino la forma de representación gráfica de dichos diagramas.

Los diagramas TTT de los ocho aceros de las series Cr-Mo y C-Mn, presentados en este trabajo, se han obtenido por métodos dilatométricos con apoyo metalográfico.

IX.2.1. DILATOMETRIA. GENERALIDADES

La determinación de un diagrama TTT de enfriamiento continuo requiere el empleo simultáneo de varios métodos y magnitudes físicas, temperatura, tiempo, longitud, análisis estructural (metalografía óptica y electrónica), rayos X y macro y micro dureza.

En síntesis, el proceso general de obtención de un diagrama, consiste en calentar una probeta del acero estudiado, siguiendo una ley fija y reproducible, hasta una temperatura dada, denominada de austenización, superior a la del punto crítico A_{c3} , después se realiza la austenización durante un tiempo de permanencia determinado a la temperatura correspondiente y, finalmente se procede al enfriamiento de la probeta siguiendo leyes establecidas que permiten determinar:

i) Las coordenadas de los puntos de transformación, es decir las temperaturas y tiempos para los cuales las diversas transformaciones alotrópicas de la probeta comienzan y terminan.

ii) La naturaleza de estas transformaciones y las microestructuras que generan.

iii) La dureza en cada microestructura.

iv) Los porcentajes de los diferentes microconstituyentes que forman dichas microestructuras.

El número de probetas ensayadas será tal que, manteniendo en todas ellas la misma velocidad de calentamiento e idénticas condiciones de austenización y variando únicamente las leyes de enfriamiento, se abarque una gama de velocidades de enfriamiento suficientemente amplia para que, a través de sus puntos de transformación, puedan delimitarse las líneas y frentes que constituyen el diagrama.

El interés de la dilatometría como método experimental para el estudio de las transformaciones alotrópicas, reside principalmente en el hecho de que las curvas dilatométricas son de una interpretación relativamente fácil y permiten localizar, con gran exactitud, los puntos de transformación de la austenita en sus diferentes productos de descomposición.

Teóricamente, la dilatometría se basa en la detección y estudio de las variaciones anómalas de longitud que experimenta una probeta a causa de las transformaciones alotrópicas y estructurales producidas en el seno de la misma durante los procesos de calentamiento y enfriamiento. Dichas variaciones de longitud serán diferentes, en magnitud e incluso en sentido de las expansiones y contracciones lineales que experimenta el material, respectivamente en el calentamiento y enfriamiento de la probeta, debido a las leyes generales de la dilatación térmica; siendo ésta la causa principal que facilita extraordinariamente la determinación experimental de los puntos de comienzo y final de transformación.

El método dilatométrico aplicado a la obtención de puntos críticos de transformación y diagramas TTT de

aceros, tiene su fundamento principal en la variación de longitud experimentada en la transformación de los estados alotrópicos hierro γ y hierro α que cuando tienen en solución carbono se denominan, respectivamente, austenita y ferrita.

El hierro en estado sólido a temperatura ambiente, hierro α , posee una distribución atómica en red cúbica centrada en el cuerpo (B.C.C.), mientras que a alta temperatura, hierro γ , la red es cúbica centrada en las caras (F.C.C.).

Las longitudes de las aristas de estos cubos elementales que se denominan parámetros de red, varían para el hierro α , entre 2,85 y 2,90 Angstrom, mientras que para el hierro γ su parámetro de red varía entre 3,65 y 3,70 Angstrom.

La red cristalina cúbica centrada en las caras (hierro γ) contiene cuatro planos compactos con tres direcciones compactas cada uno y ninguna otra red es más compacta que ella, ya que, aunque su parámetro de red y por consiguiente su volumen de celdilla unidad es mayor que la del hierro α (B.C.C.), posee a su vez cuatro átomos por celdilla y el hierro α solo dos. Así pues, en el calentamiento, al transformarse el hierro α en hierro γ hay una contracción de volumen, que se detecta en dilatometría por la correspondiente disminución de longitud experimentada en una pequeña probeta cilíndrica de elevada relación longitud/diámetro.

IX.2.2. DETECCIÓN DE LOS PUNTOS DE TRANSFORMACION SOBRE LAS CURVAS DILATOMETRICAS DE ENFRIAMIENTO.

Para poder estudiar, mediante análisis dilatométrico las microestructuras producidas por transformación de la austenita en enfriamiento continuo, base fundamental de los diagramas TTT, es necesario conocer perfectamente cada uno de los microconstituyentes del acero y en especial las formaciones atómicas (sistemas) en que cristalizan y su capacidad

cidad de solución de otros elementos.

La ferrita es hierro α que contiene en solución pequeñas cantidades de carbono, pudiendo incluso contener también silicio, fósforo y otras impurezas. En los aceros aleados, suelen formar solución sólida con la ferrita o hierro α el níquel, manganeso, cobre, silicio, aluminio, fósforo y cromo.

Cristaliza, como se indicó anteriormente, en el sistema cúbico centrado en el cuerpo (B.C.C.) y en el acero puede aparecer bajo formas muy diversas, entre ellas podemos destacar:

i) Como elemento proeutectoide que acompaña a la perlita en los aceros hipoeutectoides. En este caso la ferrita se puede presentar como: a) Cristales mezclados con los de perlita en los aceros de contenido de carbono menor de 0,55 % aproximadamente. b) Formando una red o malla que limita los granos de perlita en los aceros de 0,55 a 0,85 % de carbono aproximadamente. c) En forma de agujas o bandas aciculares orientadas en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita, denominada estructura de Widmanstätten y típica de los aceros después del enfriamiento bruto de colada.

ii) La ferrita también aparece como elemento eutectoide de la perlita, formando láminas paralelas, separadas por otras láminas de cementita.

iii) En los aceros hipoeutectoides templados, puede aparecer ferrita mezclada con la martensita o con los demás elementos de transición formando zonas blancas irregulares o agujas finas, cuando las temperaturas de calentamiento han sido más bajas que la crítica A_{c3} o el tiempo de calentamiento ha sido insuficiente.

iv) En la estructura globular, propia de los aceros templados y revenidos a temperaturas próximas a la crítica Ac_1 , aparece ferrita formando la matriz que rodea a los glóbulos de cementita.

El carburo de hierro Fe_3C , generalmente denominado cementita, contiene 6,67 % de carbono y 93,33 % de hierro y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico (sistema ortorrómbico) de parámetros de red $4,5 \times 5 \times 6,7 \text{ \AA}$. La cementita se encuentra bajo las formas siguientes:

i) Como cementita proeutectoide en los aceros hipereutéticos, formando una red que envuelve los granos de perlita o con formas de agujas finas que partiendo de la red se dirigen hacia el interior de los cristales en las estructuras de colada.

ii) Formando parte de la perlita, como cementita eutectoide, adquiriendo la forma de láminas paralelas separadas por otras de ferrita.

iii) Como cementita globular dispersos en una matriz ferrítica en los aceros templados y revenidos a temperaturas próximas a Ac_1 .

iv) Mezclada con la martensita en los aceros hipereutectoides con austenización incompleta.

v) Como cementita terciaria, de forma alargada vermicular en las uniones de los granos de los aceros bajos en carbono ($< 0,25 \text{ \% C}$). En los aceros de carbono superior, la cementita terciaria se confunde con la eutectoide.

La perlita que es otro de los productos de transformación de la austenita por enfriamiento continuo, es un constituyente eutectoide formado por capas alternadas de hierro alfa y carburo de hierro Fe_3C , es decir, por ferrita y cementita. Es de composición química constante y definida

y contiene aproximadamente seis partes de ferrita y una de cementita.

La bainita es el microconstituyente intermedio entre la perlita y la martensita. Se pueden distinguir claramente dos tipos de bainita; la superior de aspecto arborescente formada a temperaturas próximas a los 500°C y la inferior, formada a temperaturas entre 250 y 400°C, que tiene un aspecto acicular bastante parecido a la martensita. La bainita superior está formada por una matriz ferrítica conteniendo carburos.

La bainita inferior está constituida por agujas alargadas de ferrita que contiene delgadas placas de carburos.

La martensita es el constituyente por excelencia de los aceros templados. Está formado por una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro alfa. Su contenido de carbono varía desde pequeñas trazas hasta 1 % C e incluso más elevados en los aceros hipereutectoides.

Presenta un aspecto acicular, formando agujas en zig zag, con ángulos de 60° y cristaliza en el sistema tetragonal, estando sus átomos distribuidos sobre un paralelepípedo similar al del cúbico centrado en el cuerpo del hierro α , pero con una distorsión en uno de sus parámetros de red producida por la presencia de átomos de carbono en la red B.C.C. del hierro α que la transforma en tetragonal. De esta forma la red tetragonal presenta dos parámetros iguales entre sí y el tercero, que es un poco mayor, guarda con los otros dos una relación que varía desde 1,06 a 1 cuando el contenido de carbono disminuye aproximadamente desde 1 % hasta 0.

Las posiciones de los átomos de carbono en la red tetragonal centrada en el cuerpo de la martensita, son intersticiales en los centros de las aristas alargadas (direcciones cristalográficas $\langle 001 \rangle$) y de las caras perpendiculares a dichas direcciones (planos cristalográficos $\{001\}$).

Del conocimiento de cada una de las fases y microconstituyentes generados por transformación de la austenita (solución sólida de carbono en hierro γ (F.C.C.)) durante el enfriamiento continuo se desprende, que la respuesta dilatómetrica producida al comenzar cualquiera de las transformaciones estudiadas, será una dilatación macroscópica en volumen y por consiguiente en la longitud de la probeta.

La magnitud de esta dilatación y consecuente-mente su incidencia sobre las curvas dilatómetricas (longitud-temperatura) será función de las cantidades de fase y/o microconstituyentes transformados y en definitiva de la composición química del acero.

A este respecto existen transformaciones, tales como la ferrítica ($\gamma \rightarrow \alpha$), en las que la dilatación macroscópica de la probeta es tan grande, que no solo compensa la contracción lineal y normal experimentada en el propio enfriamiento de la austenita, sino que la supera, consiguiendo, durante su transformación en ferrita, invertir el signo de la pendiente, estableciendo el correspondiente mínimo en la curva dilatómetrica. Progresivamente y a medida que se desarrolla la transformación, la curva evoluciona pasando por un punto de inflexión hacia un máximo para volver a contraer, punto éste que indica el final de la transformación ferrítica y comienzo de la perlítica, punto Ar_1 de la fig. 73 .

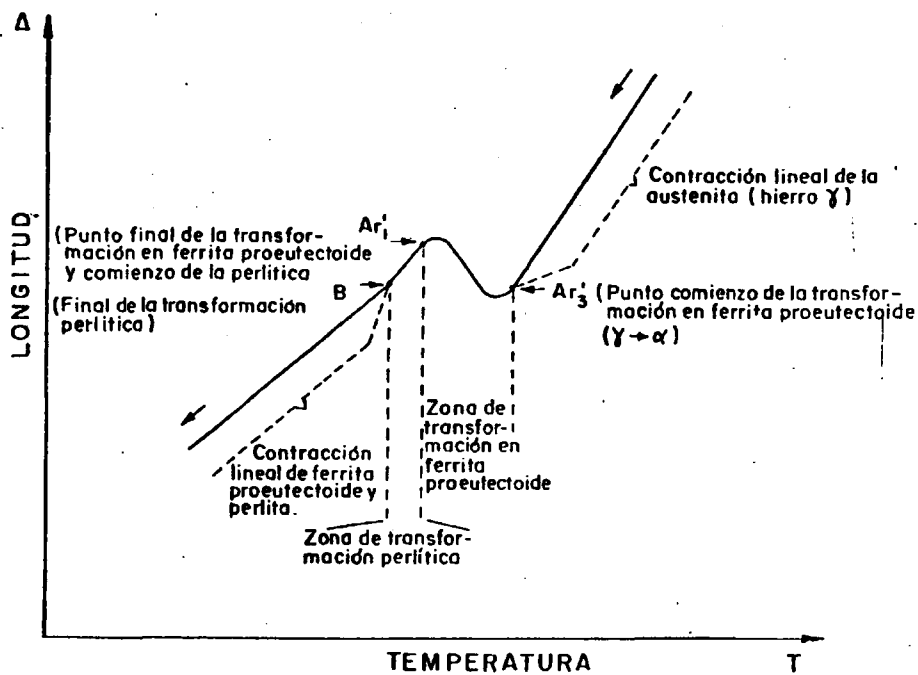


Fig.73 Situación de los puntos principio y final de transformación ferrítica y perlítica, sobre la curva dilatómétrica de enfriamiento.

En las probetas enfriadas lentamente, en las que su estructura final es de ferrita-perlita, la localización del punto final de transformación perlítica, es más difícil de determinar por métodos dilatómétricos, ya que el tramo de curva que la define, no adopta una conducta general de variación para todos los aceros, pues dependerá del porcentaje de ferrita proeutectoide ya transformado, de la canti-

dad de perlita por transformar y de la ley de contracción que experimente la estructura final de ferrita-perlita al proseguir su enfriamiento hasta temperatura ambiente.

Esta dificultad se agrava por el hecho de que el tramo de la curva dilatómetrica a partir del punto A (fig. 74) es rectilíneo y las posibles variaciones anómalas de pendiente, originadas con motivo del final de transformación perlítica, son de muy difícil y en ocasiones, de imposible detección.

Generalmente este punto se localiza en el extremo de un pequeño tramo recto cuya pendiente es mayor que la del tramo final que representa la contracción de la estructura ferrita-perlita; punto B de la fig. 74 . Es evidente que este tramo de mayor pendiente no significa una contracción específica durante el desarrollo de la transformación de la austenita en perlita, sino la resultante de una combinación de efectos de dilatación y contracción producidos entre los microconstituyentes en fase de transformación (perlita) y los que ya fueron anteriormente formados (ferrita).

En otras ocasiones, el punto final de transformación perlítica será el extremo de un tramo recto de menor pendiente que la del tramo final, punto C de la fig. 74 ; y por último, existen casos en los que no se observa variación alguna entre tramos, obteniéndose una recta de pendiente constante como la AD de la fig. 74 .

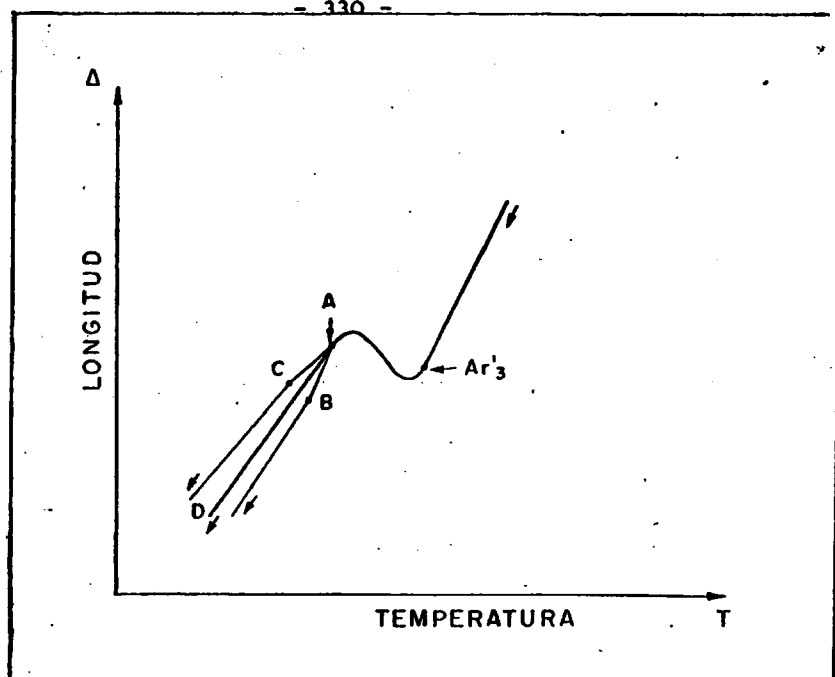


Fig. 74 . Localización del punto final de transformación perlítica en un acero enfriado lentamente con estructura final de ferrita-perlita.

Vistas las dificultades que existen para determinar con exactitud el punto final de transformación perlítica, por medio de la curva longitud-temperatura, en este trabajo se ha empleado un método metalográfico cuya fiabilidad y exactitud son experimentalmente óptimas.

Este método, al cual denominamos de "enfriamiento interrumpido por temple", consiste en enfriar lentamente y a velocidad determinada una probeta del acero ensayado hasta alcanzar una temperatura preestablecida, en la que se supone transformada totalmente la austenita en ferrita-perlita. Una vez alcanzada dicha temperatura se interrumpe el enfriamiento normal de la probeta para templarla rápidamente en agua.

De esta forma, si la temperatura de interrupción considerada en el ensayo es igual o menor que la temperatura real de transformación total de la austenita para esa velocidad de enfriamiento, el análisis microscópico de la probeta revelará una microestructura de ferrita perlita. En este caso se procede a ensayar una nueva probeta, con idéntica velocidad de enfriamiento pero, hasta una temperatura de interrupción ligeramente superior que la del primer ensayo, desde la que se realiza un temple en iguales condiciones. Se observa posteriormente la microestructura resultante y si continúa siendo, únicamente, de ferrita y perlita, seguiremos aumentando la temperatura de ensayo hasta obtener, después del temple, una microestructura de ferrita-perlita en presencia de algunos núcleos aislados de martensita y/o bainita. La presencia de estos microconstituyentes indicará que, durante el enfriamiento de la probeta hasta dicha temperatura, la austenita no fue transformada totalmente en ferrita-perlita y que por temple, la cantidad de austenita sin transformar, presente en la estructura a la temperatura de interrupción, se ha transformado en martensita y/o bainita.

Así pues, la temperatura correspondiente al final de la transformación perlítica, para una velocidad de enfriamiento determinada, será aquella desde la que interrumpido el enfriamiento normal y templada la probeta se obtiene una microestructura total de ferrita y perlita.

Evidentemente la forma de ensayar podría haber sido inversa, comenzando a temperaturas de interrupción mayores que las reales, en las que después del temple se obtendrían microestructuras mezcla de ferrita-perlita con bainita y/o martensita, e ir descendéndola progresivamente hasta conseguir únicamente ferrita-perlita.

La magnitud de las respuestas dilatómetricas detectadas al comienzo y final de las transformaciones de microconstituyentes depende, en gran medida, como ya se indicó anteriormente, del grado de deformación macroscópica en el que se encuentre la probeta de ensayo en el momento de producirse una determinada transformación y en definitiva, del porcentaje de microconstituyentes y número de ellos que se han transformado con anterioridad a uno determinado.

Por esto, no es posible establecer una ley general a este respecto ni afirmar que la dilatación experimentada en el curso de la formación de un determinado microconstituyente o fase sea de mayor magnitud que otra, puesto que dependerá del nivel de contracción alcanzado en el enfriamiento y de si antes hubo o no otros tipos de transformaciones, que al generar las correspondientes dilataciones, producirían interferencias y modificaciones en las originadas por la formación de nuevos microconstituyentes.

Anteriormente, se ha analizado el extraordinario aumento de longitud que experimenta una probeta de acero durante la zona de transformación de austenita en ferrita proeutectoide y su incidencia sobre la curva dilatación-temperatura con la formación de un mínimo perfectamente definido.

Veremos ahora que la transformación ferrítica no es la única capaz de generar inversión de pendiente en la curva dilatómetrica, sino que, al igual que ella, las transformaciones bainítica y martensítica la producen cuando son los microconstituyentes de primera transformación.

La fig. 75 representa la curva longitud-temperatura de una probeta cuya velocidad de enfriamiento ha sido tal que la microestructura final obtenida es 90 % bainítica y 10 % martensítica.

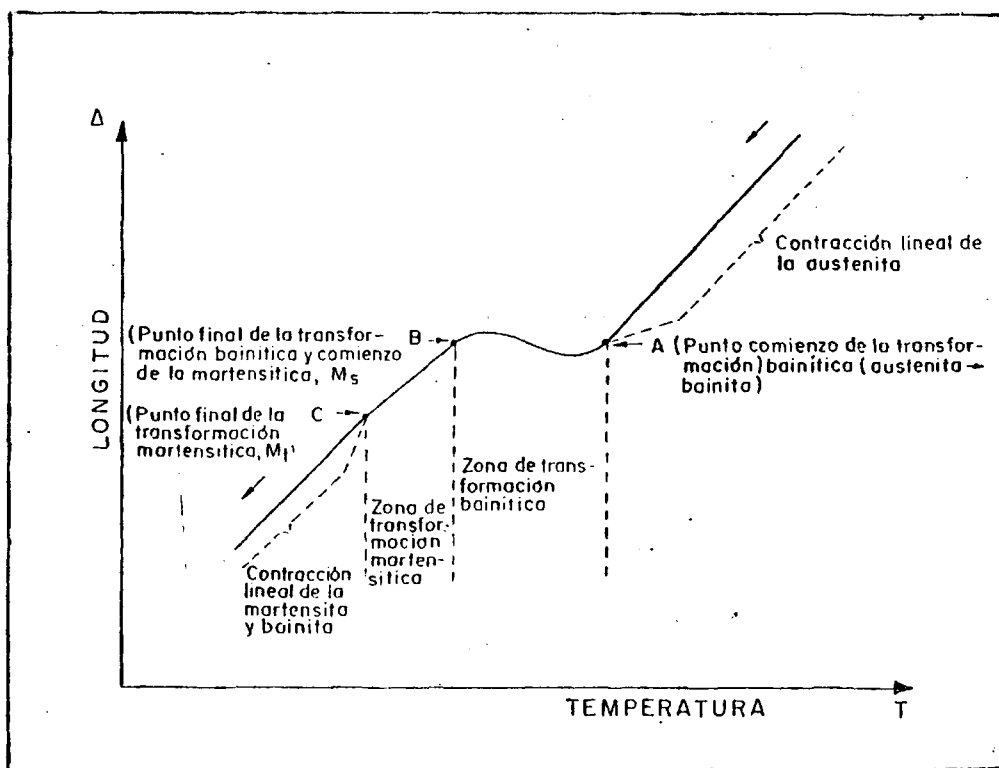


Fig. 75 . Situación de los puntos, principio y final de transformación bainítica y martensítica sobre la curva dilatométrica de enfriamiento.

En esta figura puede observarse, que cuando la bainita es el primer microconstituyente transformado de la austenita, su dilatación alcanza suficiente magnitud como para generar un mínimo perfectamente definido en la curva dilatométrica. En ella pueden verse representados también los puntos y zonas de transformación bainítica y martensítica.

Todo lo señalado anteriormente sobre los efectos producidos en la curva dilatométrica durante el desarrollo de la transformación bainítica, es aplicable a la transforma-

ción de austenita en martensita, aunque ésta es, sin duda, la que más espectacularmente se revela por métodos dilatométricos.

Existen dos causas fundamentales que pueden explicar este hecho, una el propio sistema en que cristaliza la martensita y otra, la baja temperatura de transformación a que se produce este microconstituyente.

Recordemos que la martensita es un microconstituyente metaestable formado por sobresaturación de carbono en el hierro α y cristaliza en el sistema tetragonal centrado en el cuerpo, que como se indicó anteriormente, es el sistema cúbico centrado en el cuerpo distorsionado en una de sus tres longitudes por la presencia de átomos de carbono en posiciones intersticiales de la red.

Bajo esta base, parece evidente que la dilatación macroscópica, producida durante la transformación de austenita en martensita será mayor que la correspondiente a la formación de ferrita proeutectoide (hierro α (B.C.C.)), ya que en aquella la austenita (F.C.C.) se ha transformado en un microconstituyente que tiene un efecto adicional de dilatación, la propia tetragonalidad de su red.

Por otra parte, al ser la martensita un microconstituyente transformado a bajas temperaturas, el nivel de contracción experimentado por la austenita durante el enfriamiento rápido hasta M_s puede haber sido grande y en estas condiciones la transformación martensita, origen de importantes dilataciones, puede producir variaciones relativas más bruscas sobre la curva longitud-temperatura que si dicha transformación se hubiera producido a temperaturas superiores, donde el nivel de contracción alcanzado por enfriamiento de la austenita, habría sido menor.

La fig. 76 muestra la curva dilatométrica de una probeta, que sometida a temple, alcanza una microestructura totalmente martensítica.

En algunas ocasiones el radio de curvatura de la zona cóncava del mínimo es tan pequeño que llega a adquirir forma angular (curva b/ de la fig. 76).

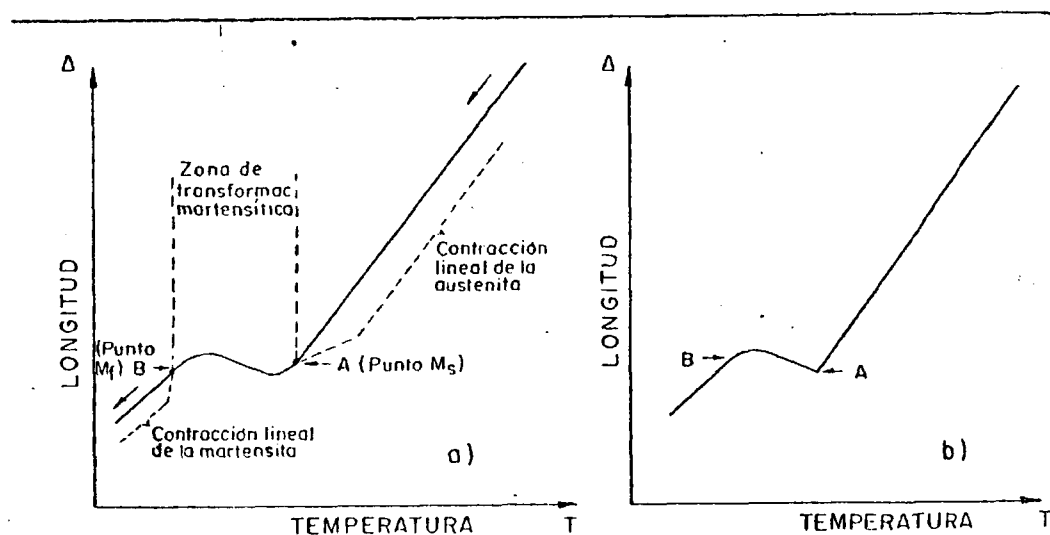


Fig. 76 . Situación de los puntos principio y final de transformación martensítica sobre la curva dilatométrica.

En vista de la gran similitud de efectos producidos sobre las curvas dilatométricas por la transformación de la austenita en sus diferentes productos de descomposición,

cabría preguntarse cómo distinguir unos de otros, es decir, cómo saber si para una determinada velocidad de enfriamiento la curva dilatación-temperatura de la probeta nos indica la transformación ferrítica, perlítica, bainítica o martensítica. La respuesta podría ser obvia si existieran unos intervalos fijos de temperatura que delimitaran las posibilidades de transformación de una determinada fase o microconstituyente; pero el hecho real es que ésta delimitación no existe y los intervalos de temperatura de las zonas de transformación son tan amplios que incluso llegar a solaparse entre sí.

Es evidente pues, que la dilatometría nos revela la existencia de unas transformaciones, pero no nos indica cuáles son y en qué orden de secuencia se han producido.

Este ha sido el motivo fundamental que ha convertido el análisis metalográfico en un método complementario y necesariamente unido al dilatométrico, en la construcción experimental de los diagramas TTT de enfriamiento continuo.

Mediante el estudio metalográfico de cada probeta ensayada a una determinada velocidad de enfriamiento, podremos conocer las fases y microconstituyentes presentes en su microestructura final y por consiguiente el número de transformaciones producidas en la austenita. Todas estas transformaciones se verán reflejadas por las correspondiente variaciones de pendiente en las curvas dilatación-temperatura de cada probeta ensayada. El orden de secuencia en que ellas se producen es teóricamente conocido y esto nos permitirá asociar cada variación de pendiente a su correspondiente transformación.

Antes se indicó que los intervalos de temperatura en que se producía la formación de fases y microconstituyentes eran muy amplios e incluso podían solapar entre ellos. Sin embargo, el orden en que estos aparecen, durante la transformación total de la austenita por enfriamiento continuo, está perfectamente definido.

Si en la estructura final de una probeta observada al microscopio, están presentes los cuatro productos de transformación de los aceros hipoeutectoides, éstos se habrán formado por el siguiente orden: ferrita-perlita-bainita-martensita.

Si únicamente aparecen dos o tres de ellos, se mantendrá el mismo orden de formación señalado, sin más que eliminar el o los que no estuvieron presentes en la microestructura final.

Algunos diagramas de transformación en enfriamiento continuo presentan entre el final de la transformación ferrítica o perlítica y el comienzo de la transformación bainítica un "hiatus", es decir, un dominio de temperatura en el cual la transformación parece detenerse momentáneamente durante el enfriamiento, a pesar de la existencia de una cantidad importante de austenita sin transformar. La fig. 77 muestra el aspecto de una curva dilatométrica con "hiatus", la cual correspondería a una probeta de un acero enfriado a velocidad intermedia, cuyo diagrama TTT de enfriamiento continuo viene representado esquemáticamente en la fig. 78 .

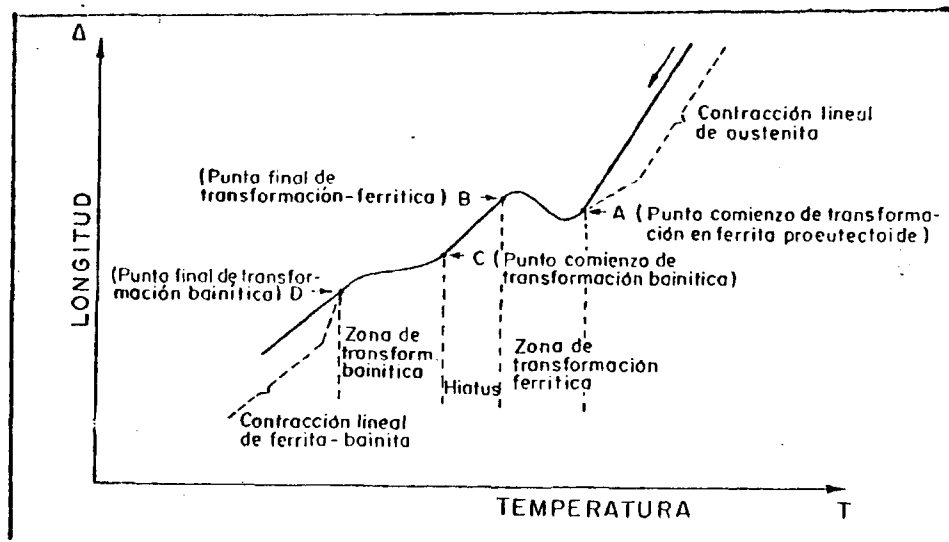


Fig. 77 . Curva dilatométrica con "hiatus" entre la zona de transformación ferrítica y bainítica.

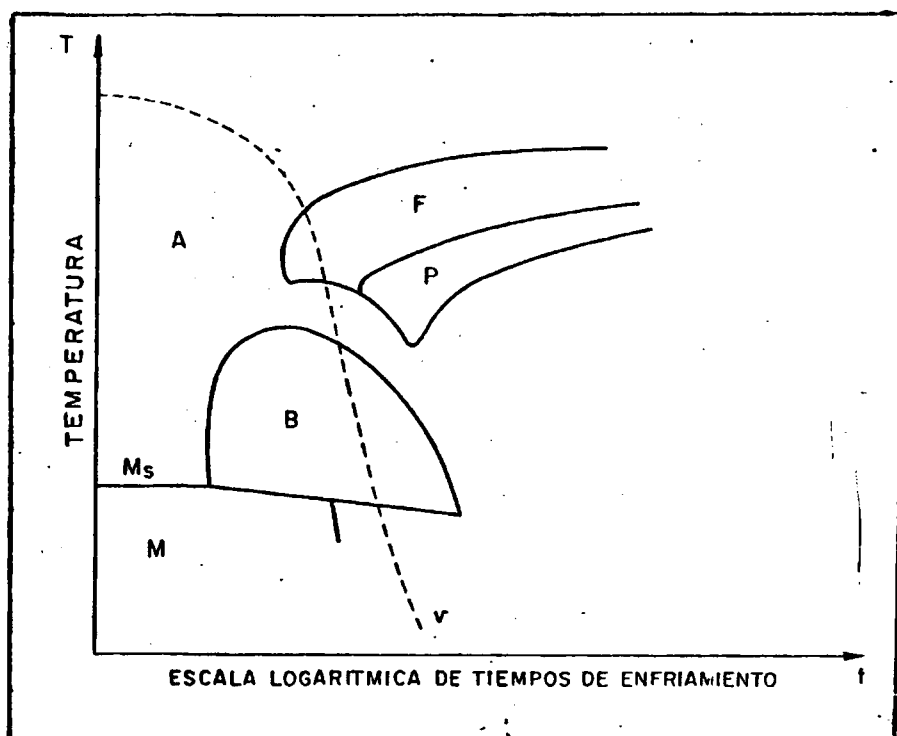


Fig. 78 . Diagrama TTT de enfriamiento continuo con "hiatus" real entre la zona de transformación ferrítica-bainita y perlita-bainita.

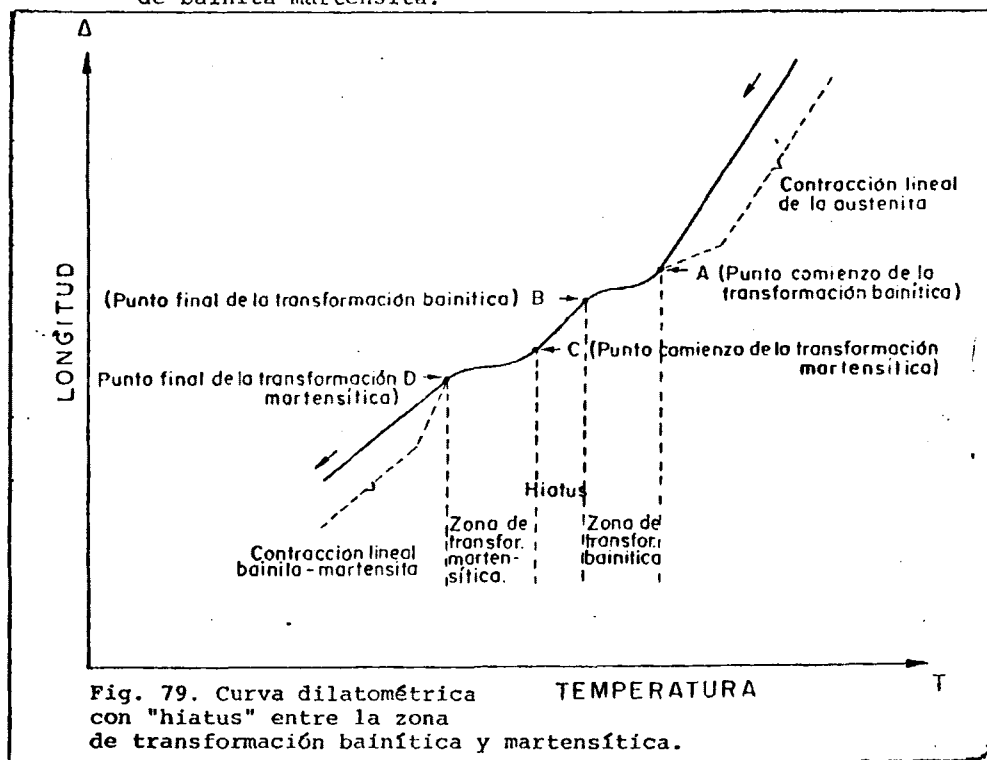
La curva de enfriamiento representada sobre el diagrama TTT de enfriamiento continuo de la fig.78 , es la correspondiente a la probeta cuya curva dilatación-temperatura se representan en la fig. anterior (fig. 77). Dicha curva de enfriamiento atraviesa las zonas ferrítica y bainítica del diagrama con transformación total, por lo que su microestructura final será de ferrita-bainita.

Este hecho demuestra una vez más la importancia del análisis metalográfico sobre las probetas ensayadas por dilatometría, ya que una curva dilatación-temperatura con "hiatus" real como la representada en la fig.77 , puede equivocarse con una curva que representara por ejemplo a una probeta que hubiera sufrido transformación en ferrita, perlita y bainita sin "hiatus" y tan solo el estudio metalográfico de su estructura final, nos haría discernir entre ambas posibi-

lidades. Si esta curva dilatométrica fuera la correspondiente a una transformación continua en ferrita-perlita-bainita, sus puntos B y C tendrían un doble significado, puesto que el primero indicaría, no solo el final de la transformación ferrítica, sino, a su vez, el comienzo de la transformación perlítica y el segundo (punto C) señalaría el final de la transformación perlítica y el principio de la bainítica.

Existen otras diversas posibilidades de intervalos de detención momentánea de la transformación austenítica y en particular nos referiremos a continuación a una que se produce sistemáticamente en los aceros Cr-Mo de mayor contenido de carbono, estudiados en este trabajo, el "hiatus" entre las transformaciones bainítica y martensítica.

En los aceros de la serie CrMo4 es frecuente encontrarse con probetas cuya curva dilatométrica adquiere la forma indicada en la fig. 79 y cuya microestructura final es de bainita-martensita.



La determinación de "hiatus" que aparecen antes de una transformación martensítica son de más fácil interpretación, ya que, además de la evidencia que pueda aportar el análisis metalográfico, con la existencia de dos microconstituyentes y no tres como indicaría esta curva si no se considerara el "hiatus", existe otra evidencia basada en que para todos los aceros, la temperatura del comienzo de transformación martensítica como último producto de descomposición de la austenita, entre otro u otros anteriormente formados, debe ser igual o menor que la temperatura M_s , específica de cada acero, que indica el comienzo de la transformación martensítica, como primero y único producto de descomposición de la austenita.

Considerando además que en general para los aceros aleados la temperatura de formación de martensita decrece desde M_s con la disminución de la velocidad de enfriamiento a partir de la aparición de cualquier otra fase o microconstituyente transformado antes que ella, es lógico pensar que si la temperatura M_s estuviera situada entre los puntos B y C (fig. 79), solo este último podría corresponder al comienzo de la transformación martensítica ya que su temperatura es inferior a M_s .

Los conocimientos actuales no permiten afirmar que el "hiatus" corresponda a una verdadera parada de la transformación y únicamente se puede asegurar que en el dominio del "hiatus", la velocidad de transformación de la austenita es tan lenta que no puede ser detectada la formación de ninguna fase ni microconstituyente por los métodos físicos utilizados.

IX.2.3. CONSTRUCCION DE LOS DIAGRAMAS TTT DE ENFRIAMIENTO
CONTINUO A PARTIR DE LOS RESULTADOS DILATOMETRICOS.

La realización de ensayos dilatométricos como método de partida para la construcción de diagramas TTT de enfriamiento continuo requiere la lectura simultánea de tres magnitudes físicas, longitud, temperatura y tiempo, medidas durante la evolución de los diferentes procesos de enfriamiento necesarios para cubrir el amplio campo de velocidades de enfriamiento ($300^{\circ}\text{C}/\text{seg} - 1^{\circ}\text{C}/\text{min}$) en que se producen las transformaciones de la austenita.

Las curvas dilatométricas se obtienen por representación gráfica de los valores de la longitud absoluta alcanzada por una probeta, en función de las temperaturas decrecientes registradas en diferentes momentos del proceso de enfriamiento de la misma.

Sobre estas curvas, así obtenidas para diferentes procesos de enfriamiento, se localizan, como se indicó en el apartado anterior, las temperaturas de los puntos comienzo y final de las transformaciones sufridas por la austenita para generar los correspondientes productos de descomposición.

La forma de obtención de esta curva es sencilla, ya que, como se verá posteriormente, existen palpadores de gran susceptibilidad y amplificadores de señales de gran potencia, que detectan y amplifican perfectamente las pequeñas variaciones de longitud macroscópica producida en la probeta durante el proceso térmico a la que está sometida.

Las medidas de temperatura se realizan por lectura directa, en aparatos electrónicos de gran precisión, de la fuerza electromotriz generada en la cabeza de un termopar situado en contacto directo y real con la probeta de ensayo.

El origen de tiempo se establece en el momento en que comienza el enfriamiento desde la temperatura de austenización elegida; de esta forma se registran simultáneamente las longitudes que posee una probeta a las diferentes temperaturas alcanzadas después de transcurridos unos tiempos de enfriamiento determinados.

Generalmente los intervalos de tiempos en los que se realizan lecturas, son función del proceso de enfriamiento; si éste se desarrolla a una velocidad muy lenta, el intervalo de tiempo entre una lectura y otra puede ser grande ya que en él, las variaciones de longitud y temperatura habrán sido pequeñas y la curva dilatómetrica se podrá trazar manualmente con suficiente exactitud entre los puntos representados; si por el contrario, el proceso de enfriamiento es muy rápido, el registro de longitudes y temperaturas debe ser continuo y consecuentemente el trazado de la curva dilatación-temperatura se realizará por métodos de registro automático.

Representando ahora en papel semilogarítmico las temperaturas alcanzadas para cada tiempo de enfriamiento transcurrido desde la temperatura de austenización, se obtendrá la curva velocidad de enfriamiento de cada probeta ensayada.

Una vez conocidas las curvas dilatómetricas (dilatación-temperatura) y las de velocidad de enfriamiento (temperatura-tiempo) para cada probeta, las temperaturas de los puntos comienzo y final de transformación obtenidas en la primera, se transcribirán directamente sobre la segunda, señalándose así, sobre cada una de las diferentes curvas de velocidad de enfriamiento, los puntos de transformación de la austenita en las correspondientes fases y microconstituyentes generados por enfriamiento continuo.

Finalmente, mediante la unión de todos los puntos que representen idéntico fenómeno, situados sobre una amplia gama de curvas de velocidad de enfriamiento representadas sobre una misma gráfica, se obtiene el diagrama TTT de enfriamiento continuo de un acero.

En el anexo n°2 de este trabajo se representan a título de ejemplo, todos los ensayos dilatométricos realizados para obtener los diagramas TTT de enfriamiento continuo de un acero de la serie C-Mn (AM.40Mn5) y otro de la serie Cr-Mo (AM.25CrMo4).

En dicho anexo se muestran las tablas completas de los valores de longitud, temperatura y tiempo, obtenidos durante el enfriamiento por métodos manuales (lectura directa) y las curvas dilatométricas trazadas a partir de ellos (curvas punteadas). Igualmente se aportan las curvas obtenidas por registro automático (curvas continuas) para aquellos procesos de enfriamiento desarrollados a velocidades muy rápidas, en los que, por su corta duración, sería materialmente imposible realizar directa y simultáneamente las lecturas de longitudes, temperaturas y tiempos, necesarias para proceder al trazado correcto de la curva dilatométrica, especialmente en las zonas de transformación, donde se necesita una densidad de puntos muy elevada para conseguir por variación de pendientes la localización exacta de las temperaturas comienzo y final de dichas zonas de transformación.

Todas las curvas mostradas van acompañadas de una descripción total de las condiciones de calentamiento, austenización y enfriamiento en que se realizó cada ensayo, representándose asimismo, sobre cada una, las temperaturas de los puntos comienzo y final de las transformaciones producidas en la probeta, las cuales son trasladadas posteriormente a sus correspondientes curvas de velocidad de enfriamiento para obte-

ner los puntos representados con cruces sobre los propios diagramas experimentales TTT de enfriamiento continuo, que comentaremos más adelante.

En este anexo se indican también las curvas dilatométricas de calentamiento para la obtención de los puntos críticos Ac_1 y Ac_3 de los aceros AM.40Mn5 y AM.25CrMo4 como ejemplo de las realizadas para los ocho aceros empleados en este trabajo.

La velocidad de calentamiento más extendida en la bibliografía y adoptada en este trabajo para el cálculo de los puntos críticos de calentamiento Ac_1 y Ac_3 es de $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min.}$, pues aunque teóricamente estos puntos corresponden a velocidades infinitamente lentas, las comprobaciones realizadas en algunos aceros a velocidades más lentas ($1^{\circ}\text{C}/\text{min.}$) han demostrado la influencia despreciable sobre el desplazamiento hacia temperaturas superiores, en rangos de velocidades de calentamiento tan bajas y próximas como las indicadas anteriormente.

IX.3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

A pesar de que la construcción gráfica de los diagramas experimentales TTT de enfriamiento continuo es el objetivo principal de este capítulo, su aplicación práctica directa no sería totalmente aprovechada sin la definición de ciertos parámetros que permitieran expresar las condiciones en que se deben producir los enfriamientos para alcanzar unas microestructuras determinadas, es decir, los índices que representan la situación de los frentes de transformación, base fundamental de las comparaciones entre diagramas TTT de diferentes aceros y el establecimiento riguroso de los efectos producidos por los tratamientos térmicos.

Asimismo, el estudio metalográfico de las microestructuras más representativas producidas a diferentes velocidades de enfriamiento y sus respectivos valores de dureza, son informaciones complementarias de gran valor en la interpretación real y amplia de los diagramas TTT de enfriamiento continuo.

IX.3.1. DIAGRAMAS EXPERIMENTALES TEMPERATURA-TIEMPO-TRANSFORMACION DE ENFRIAMIENTO CONTINUO.

En las figs. 80 a 87 se representan los diagramas TTT de enfriamiento continuo obtenidos experimentalmente para los ocho aceros de la serie C-Mn y Cr-Mo.

En cada uno de ellos se indica, además de la composición química del acero, las condiciones de austenización (temperatura y tiempo) empleadas en el ensayo y el tamaño de grano austenítico A.S.T.M., como factores considerados de influencia trascendental en la morfología de los frentes de transformación y como datos de partida para la realización de comparaciones y aplicaciones prácticas.

Sobre cada diagrama se han señalado las temperaturas de los puntos críticos de calentamiento Ac_1 y Ac_3 , que aparecen representados también como dos líneas de trazos, paralelas al eje de tiempos. El motivo de representar así los puntos críticos de transformación en calentamiento es debido a que para tiempos de enfriamiento infinitos, la línea del diagrama que representa el comienzo de la transformación ferrítica durante el enfriamiento debe ser asintótica respecto al eje de tiempos y teóricamente coincidente con la línea de trazos que representa Ac_3 ; igual sucedería con la línea del diagrama que indica el final de la transformación ferrítica y comienzo de la perlítica con la Ac_1 . No obstante el hecho

real es que las líneas comienzo y final del frente ferrítico sí llegarían a ser asintóticas al eje de tiempo pero a unas temperaturas ligeramente inferiores a Ac_3 y Ac_1 , debido lógicamente a que las temperaturas de los puntos críticos no fueron calculadas a velocidades de calentamiento infinitamente lentas.

Finalmente, se han intercalado, en los diagramas TTT, las curvas de velocidades de enfriamiento consideradas más representativas y los porcentajes de estructuras que generan. De esta forma la información obtenida del estudio de los diagramas TTT de enfriamiento continuo, no será simplemente cualitativa, conociendo únicamente los diferentes productos de descomposición de la austenita por efecto de distintas velocidades de enfriamiento, sino que tendremos también de forma cuantitativa la evolución de los porcentajes de estos productos de descomposición presentes en la microestructura final.

- Diagramas experimentales Temperatura-Tiempo-Transformación (TTT) de enfriamiento continuo.
- Porcentaje de estructura y dureza en función del tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C.
- Estudio metalográfico sobre las probetas de dilatometría ensayadas en las velocidades de enfriamiento indicadas en sus correspondientes diagramas (TTT).

Fig. 80. AM.18CrMo4.

Fig. 81. AM.25CrMo4.

Fig. 82. AM.34CrMo4.

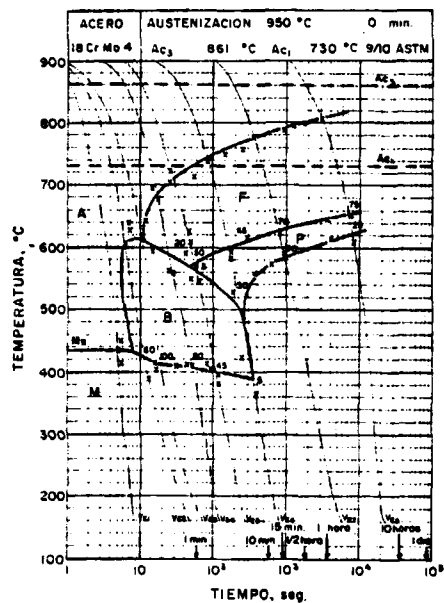
Fig. 83. AM.42CrMo4.

Fig. 84. AM.18Mn5.

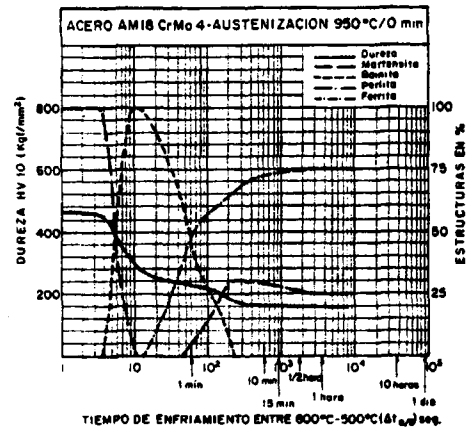
Fig. 85. AM.22Mn5.

Fig. 86. AM.30Mn5.

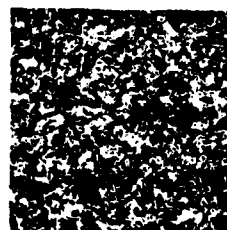
Fig. 87. AM.40Mn5.



ANÁLISIS DE COLADA							
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,16	0,68	0,17	0,008	0,022	0,98	—	0,21

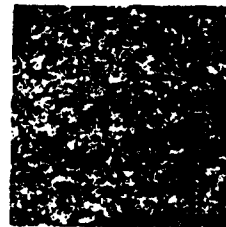


V1, Δt_{500} = 2,2 seg; 465 HV10

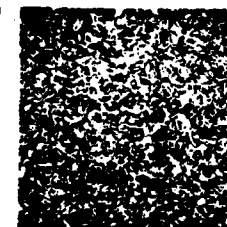


V2, Δt_{500} = 6 seg; 356 HV10

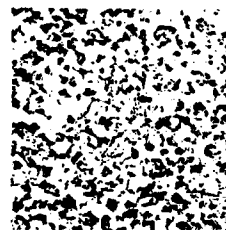
x 500



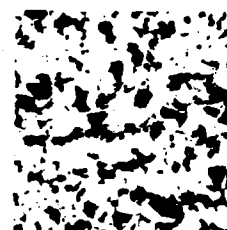
V3, Δt_{500} = 10,5 seg; 349 HV10



V4, Δt_{500} = 27,0 seg; 246 HV10



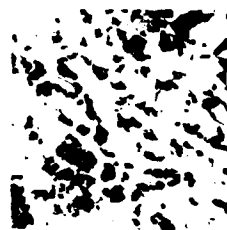
V5, Δt_{500} = 60 seg; 227 HV10



V6, Δt_{500} = 203 seg; 180 HV10

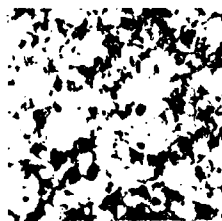
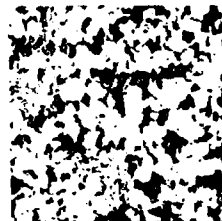
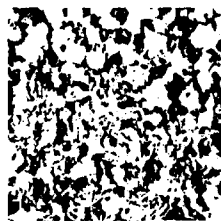
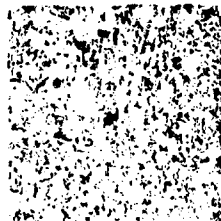
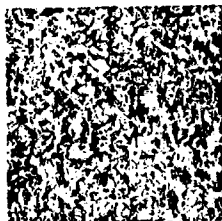
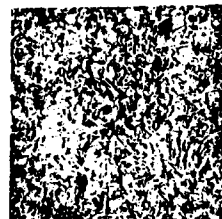
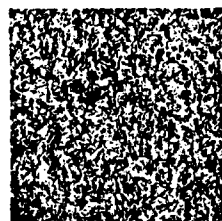
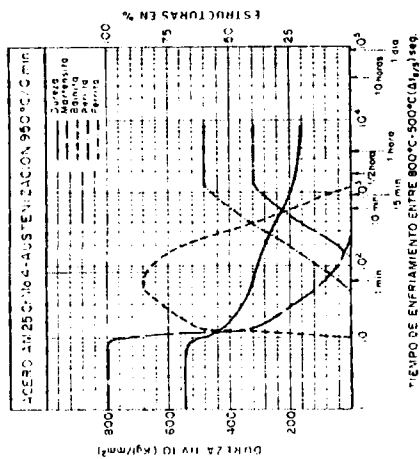
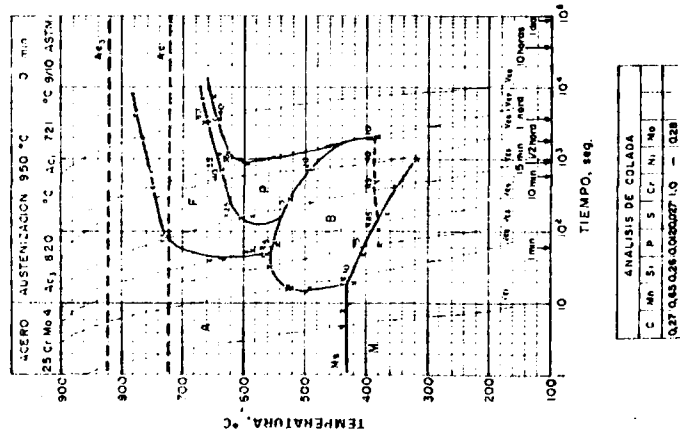


V7, Δt_{500} = 1040 seg; 153 HV10



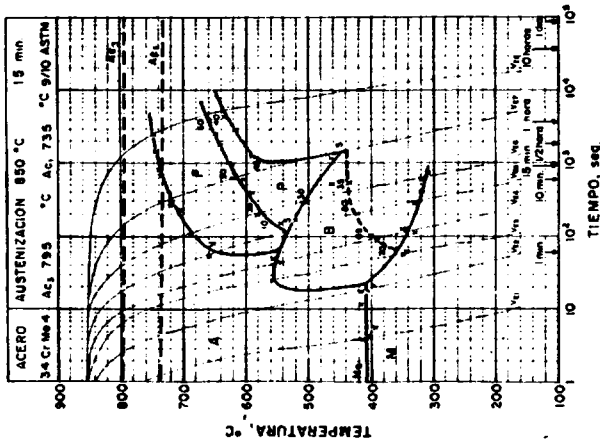
V8, Δt_{500} = 8000 seg; 152 HV10

x 500

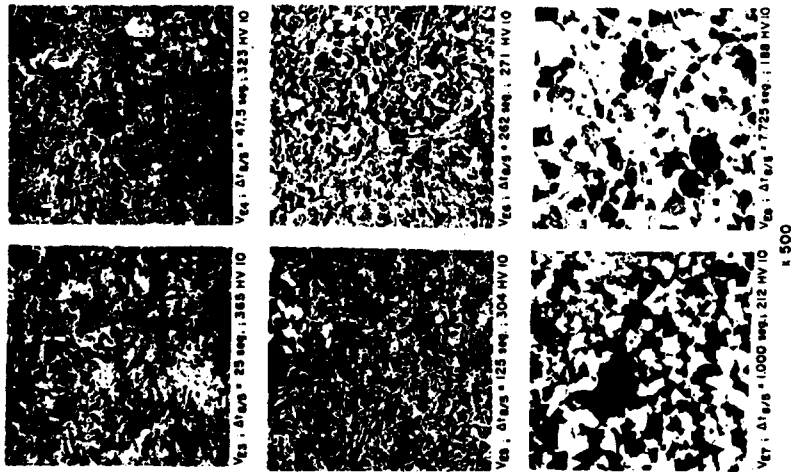
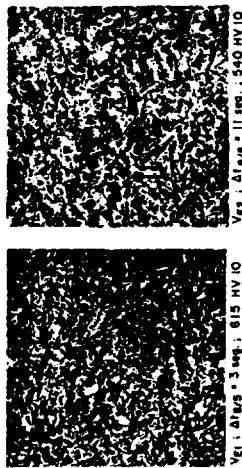
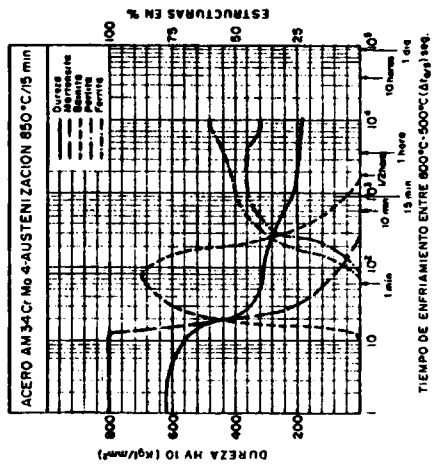


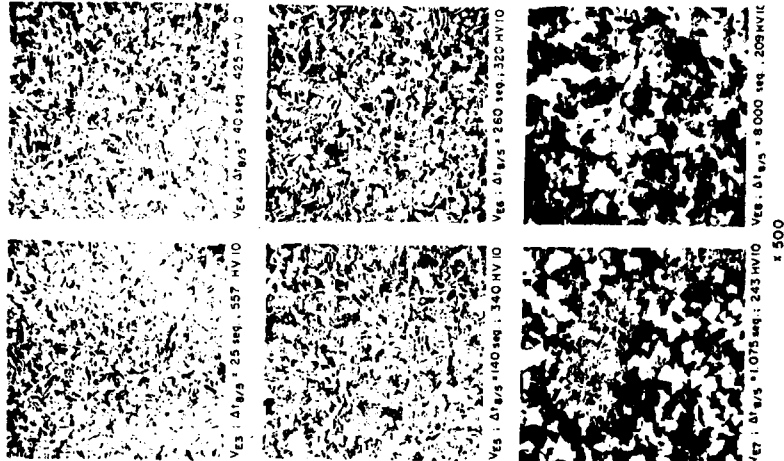
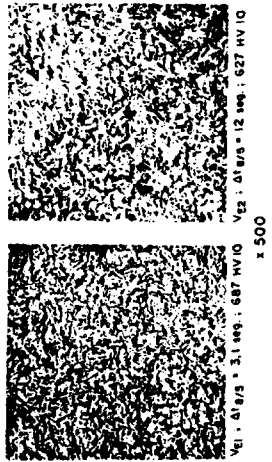
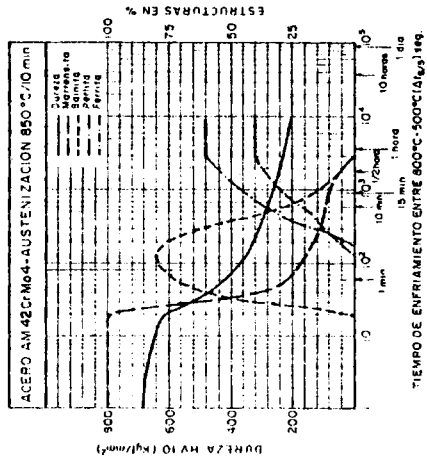
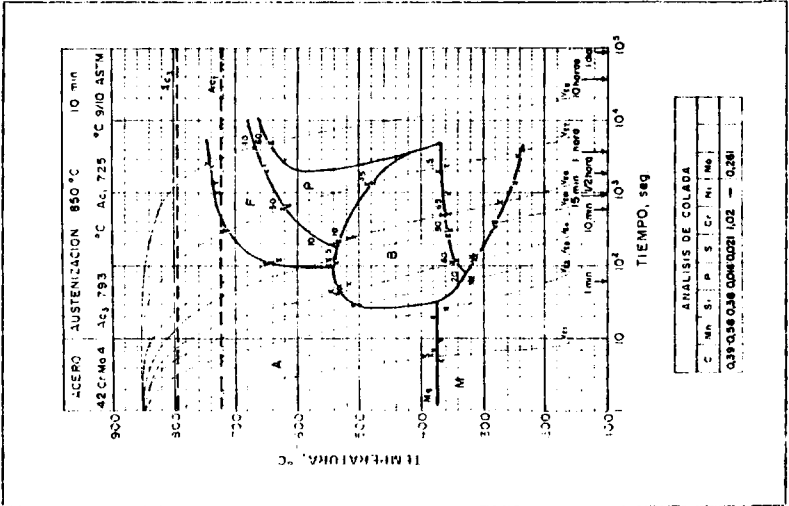
x 500

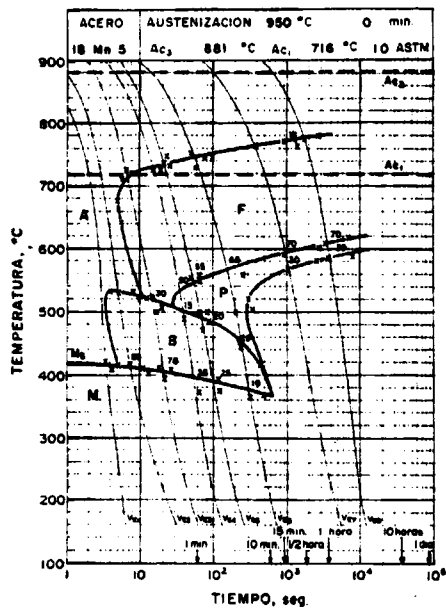
x 500



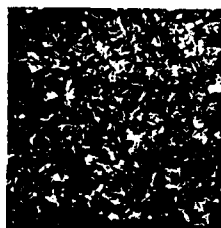
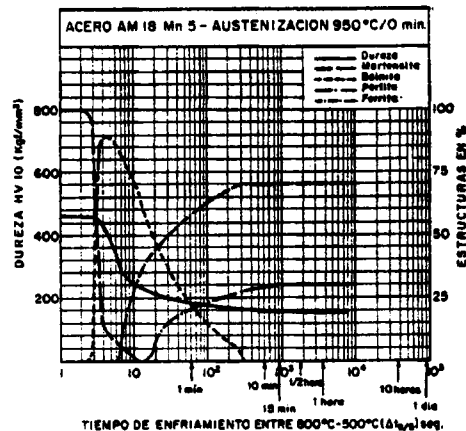
ANÁLISIS DE COLADA				
C	Mn	P	S	Cr
0.30	0.71	0.07	0.002	0.001







ANÁLISIS DE COLADA							
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
0,77	1,30	0,04	0,005	0,005	0,18	0,005	0,005

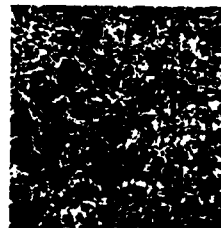


Vg1 : $\Delta t_{5/5}$ = 1,5 seg. ; 464 HV10



Vg2 : $\Delta t_{5/5}$ = 3,5 seg. ; 405 HV10

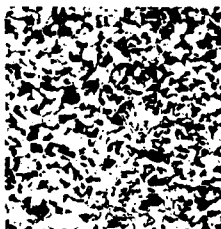
x 500



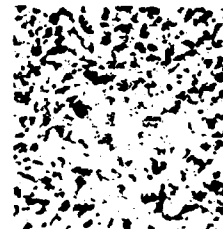
Vg3 : $\Delta t_{5/5}$ = 11 seg. ; 244 HV10



Vg4 : $\Delta t_{5/5}$ = 28,5 seg. ; 201 HV10



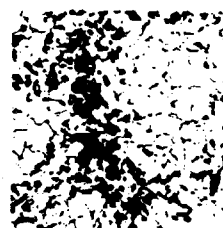
Vg5 : $\Delta t_{5/5}$ = 50 seg. ; 190 HV10



Vg6 : $\Delta t_{5/5}$ = 167 seg. ; 173 HV10

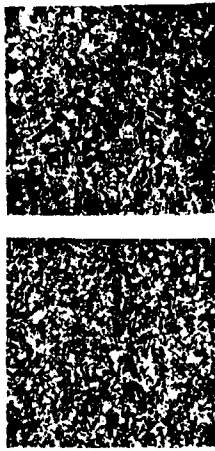
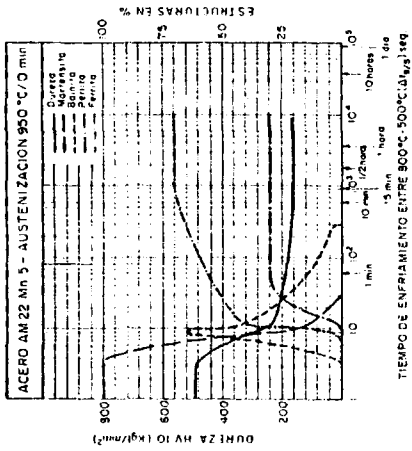
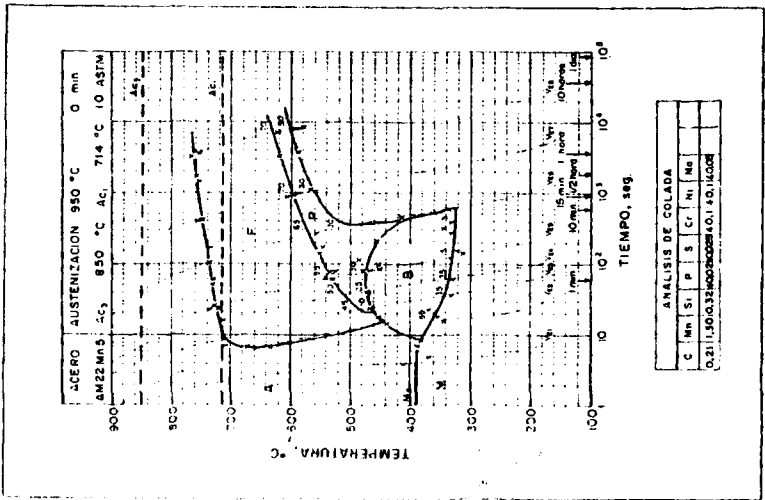


Vg7 : $\Delta t_{5/5}$ = 1047 seg. ; 164 HV10

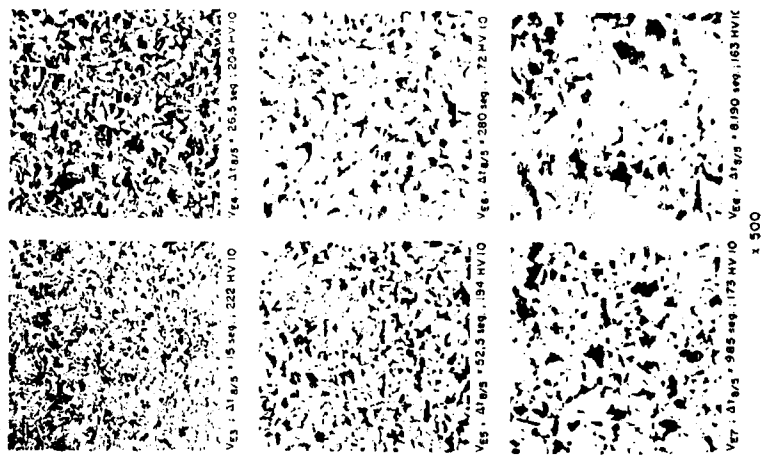


Vg8 : $\Delta t_{5/5}$ = 3930 seg. ; 157 HV K

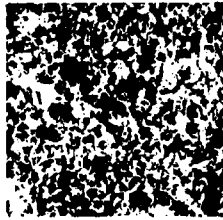
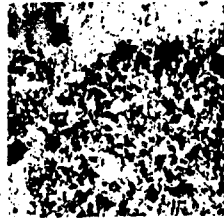
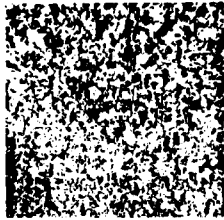
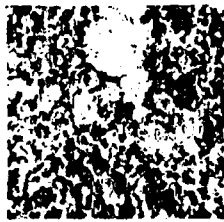
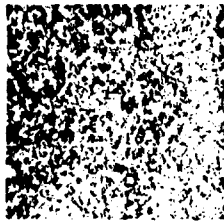
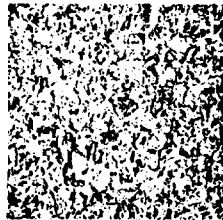
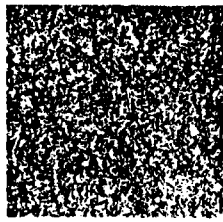
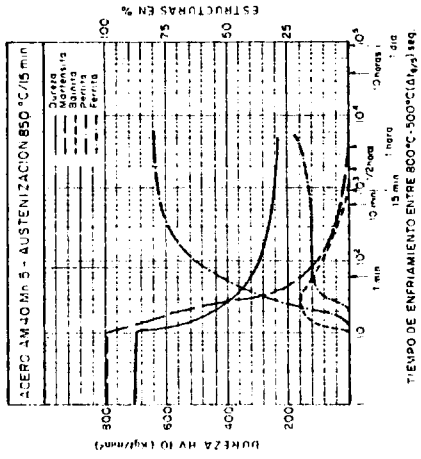
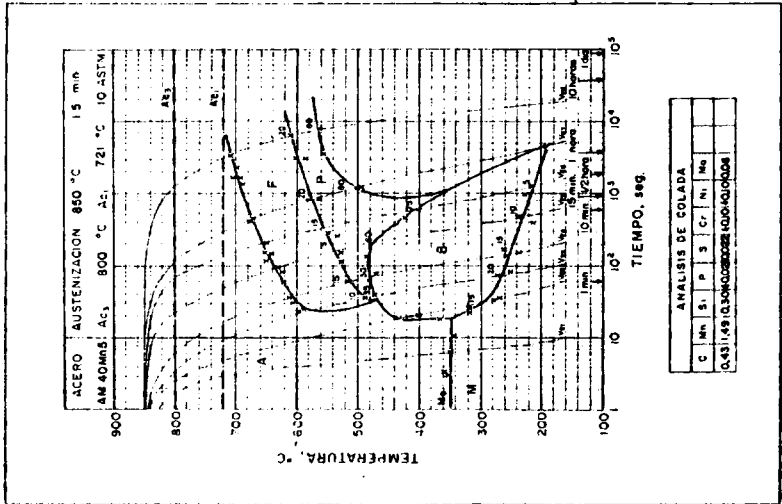
x 500



V_{t1} : Δt₈₋₅ = 2.5 seg : 491 HV 10 V_{t2} : Δt₈₋₅ = 9 seg : 318 HV 10



V_{t1} : Δt₈₋₅ = 9.85 seg : 173 HV 10 V_{t2} : Δt₈₋₅ = 8.90 seg : 163 HV 10



Ve₈: d_{1/2} = 800 seg; 237 HV 10

IX.3.2. PARAMETROS DE ENFRIAMIENTO

Las velocidades críticas de enfriamiento*, definidas como las velocidades límite para obtener una determinada transformación o conjunto de ellas, han sido los parámetros empleados tradicionalmente para caracterizar los diagramas TTT de enfriamiento continuo. Sin embargo, el empleo de velocidades críticas no permite establecer comparaciones reales entre diagramas, ya que incluso para un mismo medio de enfriamiento la curva de velocidad de enfriamiento será distinta para cada temperatura de austenización. Por otra parte, la velocidad de enfriamiento obtenida en una probeta desde su temperatura de austenización, no es constante durante todo el proceso de enfriamiento, a no ser que éste sea programado y por tanto las velocidades críticas deberían ser, o instantáneas, referidas a una temperatura determinada, o medias referidas a un intervalo de temperaturas definido.

* Existen varias velocidades críticas de enfriamiento dependiendo del estado de transformación de la austenita que se desee caracterizar. Entre las más empleadas se pueden citar:

Velocidad crítica de temple martensítico.- Como la velocidad de enfriamiento mínima para obtener una estructura totalmente martensítica. (Curva de enfriamiento tangente al frente martensítico).

Velocidad crítica de aparición de ferrita proeutectoide.- Como la velocidad de enfriamiento mínima para obtener una estructura libre de ferrita proeutectoide. (Curva de enfriamiento tangente al frente ferrítico).

Velocidad crítica de transformación total en ferrita-perlita.- Como la velocidad de enfriamiento máxima para obtener una estructura constituida únicamente por ferrita y perlita. (Curva que atraviesa la zona ferrítica y perlítica siendo tangente al lado derecho de la zona bainítica).

Al comprobarse que dentro del intervalo de temperaturas comprendido entre 800 y 500°C, las velocidades de enfriamiento de un mismo grupo de aceros, sometidos a las mismas condiciones de enfriamiento, eran sensiblemente constantes y prácticamente iguales para todos ellos, independientemente de la temperatura de austenización de partida, se encontró un parámetro de enfriamiento con entidad suficiente para poder caracterizar correctamente los diagramas TTT y establecer comparaciones reales entre aceros de propiedades termofísicas similares.

De esta forma, podríamos adoptar la velocidad de enfriamiento entre 800 y 500°C como los parámetros críticos que nos definieran las transformaciones experimentadas por enfriamiento continuo de la austenita, pero en base a la constancia aproximada de esta velocidad, se ha elegido un parámetro de medida directa denominado tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$) (índice K) y definido como el tiempo necesario para que durante un determinado proceso de enfriamiento, la probeta ensayada pase de 800 a 500°C.

Así pues pueden definirse ahora los índices K de enfriamiento crítico, que sustituirán a los antiguos conceptos de velocidades de enfriamiento críticas, para la caracterización y obtención de determinadas transformaciones.

i) Índice K_f de enfriamiento crítico para la transformación ferrítica.- Es el mayor tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$) transcurrido antes de producirse el comienzo de la transformación ferrítica (microestructura final libre de ferrita proeutectoide).

ii) Índice K_p de enfriamiento crítico para la transformación completa en el escalón perlítico.- Es el menor tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$) necesario para que se produzca la transformación completa en el escalón perlítico (microestructura final formada únicamente por ferrita y perlita).

iii) Índice K_m de enfriamiento crítico para la transformación completa en martensita.- Es el mayor tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$) posible para que se produzca la transformación completa en martensita (microestructura final totalmente martensítica).

Aún siendo estos tres índices los que definen más explícitamente las características específicas de un diagrama TTT, pueden tomarse tantos otros como queramos para detectar, no solo el comienzo o final de una transformación, sino, los porcentajes de ésta presentes en la microestructura final. Así pues se podrían definir los $K_{m,30}$ o $K_{m,60}$ para indicar los tiempos de enfriamiento entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$) necesarios para obtener una microestructura final con el 30 o 60 % de martensita.

La fig. 88 representa un ejemplo gráfico de la forma de calcular los valores de estos índices, sobre las curvas de velocidad de enfriamiento en uno de los aceros empleados en este trabajo.

La facilidad de cálculo de los índices K de enfriamiento continuo, puesta de manifiesto en el propio ejemplo, ha convertido a estos índices en los parámetros de enfriamiento más idóneos para el estudio y comparación de los diagramas TTT de enfriamiento continuo.

La Tabla XLVI, representa los valores obtenidos para los tres índices de enfriamiento crítico (K_m , K_f y K_p) y el porcentaje de carbono de los ocho aceros ensayados.

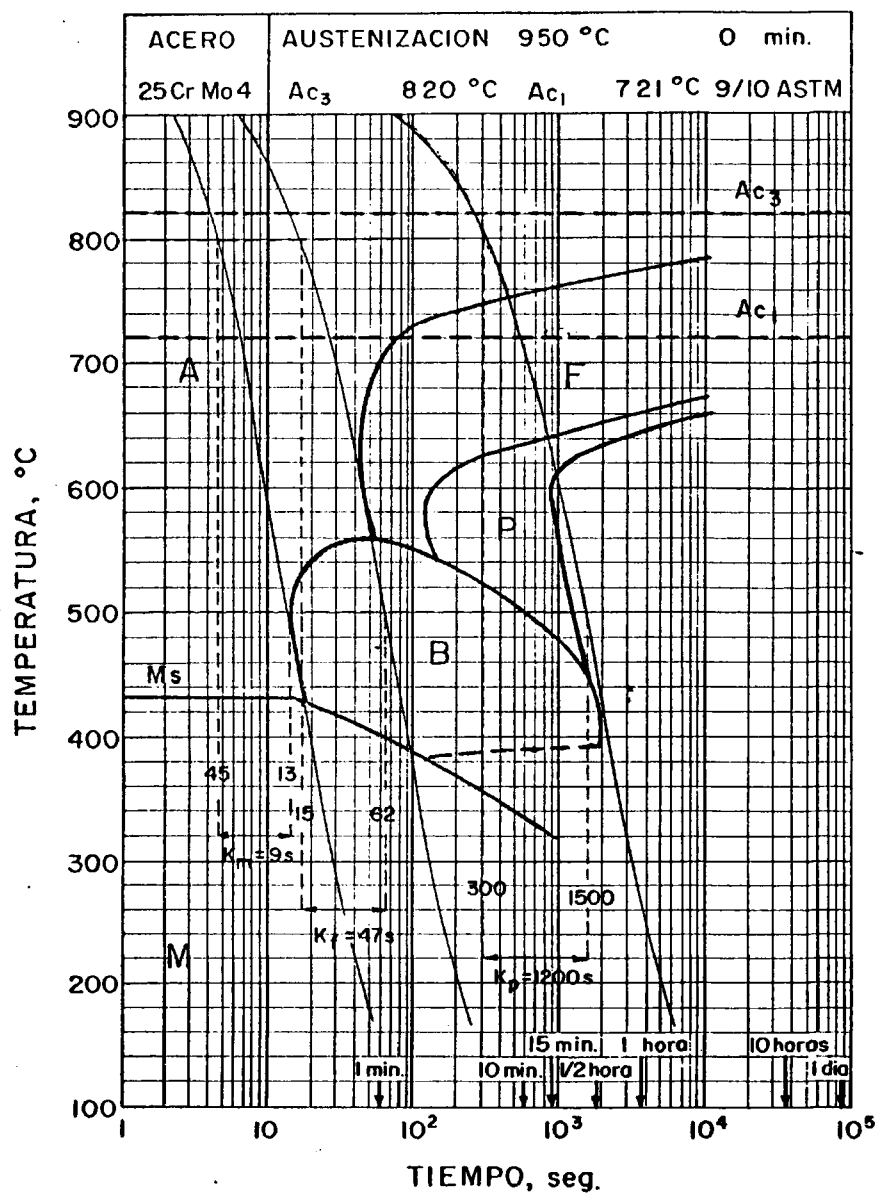


Fig. 88. Esquema gráfico para el cálculo de los índices K de enfriamiento crítico.

T A B L A . XLVI..

Indices de enfriamiento crítico Km, Kf, Kp

Acero moldeado Cr-Mo y C-Mn

Acero	% C	Km	Kf	Kp
AM42CrMo4	0,39	19	140	3.000
AM34CrMo4	0,30	13	70	1.500
AM25CrMo4	0,27	9-10	47	1.200
AM18CrMo4	0,16	3-4	12	200
AM40Mn5	0,43	11	25	1.250
AM30Mn5	0,29	8	12	750
AM22Mn5	0,21	3-4	7-8	300
AM18Mn5	0,175	2-3	5-6	300

IX.3.3. PORCENTAJES DE ESTRUCTURAS Y DUREZA EN FUNCION DEL TIEMPO DE ENFRIAMIENTO ENTRE 800 y 500°C.

En párrafos anteriores se señaló que la información obtenida del estudio individual de los diagramas TTT de enfriamiento continuo, aunque fundamental, podía ser completada con un análisis simultáneo de estructuras y durezas. En efecto, estos procedimientos complementarios, además de facilitar la comparación e interpretación de resultados, nos permitirá deducir, de una forma muy aproximada, a qué velocidad de enfriamiento se ha tratado una determinada probeta de un acero, conocida su dureza o porcentaje de estructuras finales; o al contrario, deducir a priori la dureza y microestructura

final que pueden conseguirse en un acero tratado en determinadas condiciones de enfriamiento y los efectos que se producen sobre aquellos al variar dichas condiciones.

Las curvas Durezas-Tiempos de enfriamiento entre 800 y 500°C - Porcentajes de estructura, indicadas para cada acero, dentro de las figs. 80 a 87, representan el valor de la dureza obtenida para cada una de las microestructuras finales generadas por diferentes procesos de enfriamiento, cuyos tiempos entre 800 y 500°C varían desde 1 seg. hasta las proximidades de 10^4 seg.

La lectura sobre estos diagramas es directa, ya que el corte de la vertical que representa un tiempo de enfriamiento determinado, con cada una de las curvas del diagrama, nos dará en la escala de la derecha, los porcentajes de cada una de las fases y microconstituyentes presentes en la microestructura final y, en la escala de la izquierda, el valor de la dureza obtenida.

La extensión de las curvas representadas alcanza hasta tiempos de enfriamiento lo suficientemente grandes como para que la microestructura final sea invariablemente de ferrita-perlita con porcentajes prácticamente constantes de cada uno de ellos, es decir hasta tiempos de enfriamiento que pudiendo considerarse infinitamente lentos, nos dieran valores de porcentajes de ferrita y perlita que tendieran hacia los que se leerían en un diagrama de equilibrio Fe-C. Por este motivo en las curvas del porcentaje de ferrita y perlita se insinúa una tendencia asintótica al eje de tiempos, para valores de éste muy grandes.

La dureza es Vickers con 10 Kg. de carga y se expresa en Kgf/mm^2 .

El tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$) se expresa en segundos y se representa en escala lo-

garítmica.

IX.3.4. ANALISIS METALOGRAFICO

Dentro de las mencionadas figs. 80 a 87 , se representa el estudio metalográfico de cada uno de los ocho aceros, realizado sobre las probetas cuyas velocidades de enfriamiento V_{E1} a V_{E8} están representadas en sus correspondientes diagramas TTT de enfriamiento continuo.

De esta forma, la información obtenida sobre las microestructuras finales producidas por diferentes velocidades de enfriamiento, abarca también su vertiente cualitativa, para revelar el aspecto microscópico de cada una de las fases y microconstituyentes producidos por transformación de la austenita y la forma en que ellos se reagrupan.

En cada micrografía se ha señalado el tiempo de enfriamiento entre 800 y 500°C, correspondiente a su curva de velocidad, y la dureza obtenida en la probeta a temperatura ambiente.

Las Tablas XLVII a LIV reúnen los valores de los porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800 y 500°C y durezas correspondientes a las mismas curvas de enfriamiento señaladas en los diagramas TTT de enfriamiento continuo y a las micrografías presentadas en el estudio metalográfico de cada acero.

Debemos señalar a este respecto que en las tablas no se indican porcentajes de microconstituyentes menores del 5 %, ya que su determinación por los métodos metalográficos empleados, no permite especificar el valor absoluto de tales porcentajes. Por este motivo se encuentra en las

tablas el símbolo << que indica la presencia de trazas de microconstituyentes con porcentajes menores del 5 %; consecuentemente, en el contenido porcentual global de los microconstituyentes presentes en esa microestructura, únicamente se representan los porcentajes de los microconstituyentes mayoritarios, que en estos casos serán ligeramente inferiores a los señalados por estar englobados en ellos los pequeños porcentajes, no registrados numéricamente de otros microconstituyentes.

T A B L A XLVII.

Porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM42CrMo4.

Velocidad de enfriamiento	$\Delta t_{8/5}$ (seg)	ESTRUCTURAS				Dureza HV10 (Kgf/mm ²)
		Ferrita %	Perlita %	Bainita %	Martensita %	
VE1	3,1	-	-	-	100	687
VE2	12	-	-	-	100	627
VE3	25	-	-	20	80	557
VE4	40	-	-	60	40	425
VE5	140	<<	-	80	20	340
VE6	260	10	10	65	15	320
VE7	1075	30	45	15	10	243
VE8	8000	40	60	-	-	209

T A B L A XLVIII.

Porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM34CrMo4.

VE1	3	-	-	-	100	615
VE2	11	-	-	-	100	540
VE3	25	-	-	70	30	365
VE4	47,5	-	-	85	15	323
VE5	125	10	5	80	5	304
VE6	262	35	30	35	<<	271
VE7	1000	50	45	5	-	212
VE8	7725	60	40	-	-	188

T A B L A XLIX.

Porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM25CrMo4.

Velocidad de enfriamiento	$\Delta t_{8/5}$ (seg)	ESTRUCTURAS				Dureza HV10 (Kgf/mm ²)
		Ferrita %	Perlita %	Bainita %	Martensita %	
VE1	2,5	-	-	-	100	544
VE2	11,7	-	-	30	70	446
VE3	27	-	-	75	25	374
VE4	64	5	-	85	10	330
VE5	185	25	5	70	<<	290
VE6	390	40	20	40	-	254
VE7	985	55	35	10	-	197
VE8	3900	60	40	-	-	173

T A B L A L.

Porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM18CrMo4.

VE1	2,2	-	-	-	100	465
VE2	6	-	-	60	40	356
VE3	10,5	-	-	100	-	349
VE4	27	20	-	80	-	246
VE5	60	50	5	45	-	227
VE6	203	65	30	5	-	180
VE7	1040	70	30	-	-	159
VE8	8000	75	25	-	-	152

T A B L A L I.

Porcentajes de estructuras, tiempo de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM40Mn5.

Velocidad de enfriamiento	$\Delta t_{8/5}$ (seg)	ESTRUCTURAS				Dureza HV10 (Kgf/mm ²)
		Ferrita %	Perlita %	Bainita %	Martensita %	
VE1	2,7	-	-	-	100	721
VE2	12,5	-	-	15	85	580
VE3	30	10	35	20	35	401
VE4	57	15	50	15	20	309
VE5	168	15	60	10	15	289
VE6	374	15	75	5	5	262
VE7	1055	20	80	-	<<	246
VE8	8100	20	80	-	-	237

T A B L A L I I.

Porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM30Mn5.

VE1	2,3	-	-	-	100	613
VE2	9,3	<<	-	<<	95	517
VE3	13	10	-	45	45	323
VE4	50	30	20	35	15	262
VE5	270	35	40	20	5	223
VE6	1050	40	60	-	-	212
VE7	2900	50	50	-	-	200
VE8	8250	60	40	-	-	197

T A B L A LIII.

Porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM22Mn5.

Velocidad de enfriamiento	$\Delta t_{8/5}$ (seg)	ESTRUCTURAS				Dureza HV10 (K f/mm ²)
		Ferrita %	Perlita %	Bainita %	Martensita %	
VE1	2,5	-	-	-	100	491
VE2	9	5	-	65	30	318
VE3	15	45	10	35	10	222
VE4	26,5	50	25	25	-	204
VE5	52,5	55	30	15	-	194
VE6	280	65	30	5	-	172
VE7	985	70	30	-	-	173
VE8	8190	70	30	-	-	163

T A B L A LIV.

Porcentajes de estructuras, tiempos de enfriamiento entre 800°C y 500°C y durezas correspondientes a las curvas de enfriamiento señaladas en el diagrama TTT del acero AM18Mn5.

VE1	1,5	-	-	-	100	464
VE2	3,5	-	-	85	15	405
VE3	11	30	-	70	-	244
VE4	28,5	48	15	37	-	201
VE5	50	55	20	25	-	190
VE6	167	65	25	10	-	173
VE7	1047	70	30	-	-	164
VE8	3930	70	30	-	-	157

IX.4. ABACOS DE ENFRIAMIENTO CONTINUO.

Si como se mencionó en el apartado de Fundamentos de este capítulo, los diagramas TTT de enfriamiento continuo fueron concebidos para el estudio objetivo y riguroso de los tratamientos térmicos de aceros, siendo en ellos donde estos diagramas adquieren su máxima identidad y expresión, existen quizás algunas matizaciones y aspectos de cuya consideración podrían desprenderse aún mayores niveles de conocimiento sobre la aplicación directa de los diagramas TTT en el campo de los tratamientos térmicos.

Indudablemente el efecto de masa, al que se aludió en capítulos anteriores y por el que al enfriar una probeta de dimensiones determinadas, se genera en su masa una variación de microestructuras debido a las diferentes velocidades de enfriamiento desarrolladas en los distintos puntos de la misma y en sentido decreciente desde su superficie hasta su centro, es uno de los grandes problemas encontrados al intentar aplicar los resultados obtenidos de un diagrama TTT de enfriamiento continuo al tratamiento térmico de una pieza de acero.

Con el objeto de facilitar esta labor de interpretación práctica de resultados, se aportan en este trabajo, tres ábacos de enfriamiento en función del diámetro de probetas cilíndricas (redondos), aplicables en aceros de baja y media aleación que poseen propiedades termofísicas similares.

El ábaco n°1 representa las velocidades de enfriamiento en agua, desde una temperatura de austenización de 850°C, producidas en el centro y cerca de la superficie de redondos de diferentes espesores.

El diámetro más pequeño considerado es de 10 mm. puesto que, para enfriamiento en agua, redondos de menores diá-

metros ejercen influencias poco sensibles en la velocidad de enfriamiento alcanzada.

En este ábaco puede observarse que hasta redondos de 60 mm. de diámetro no existe diferencia de velocidad de enfriamiento entre la proximidad de superficie y el centro. Pero a partir de 80 mm., estas diferencias son bastante acusadas y tanto mayores cuanto más grande sea el diámetro del redondo.

El ábaco n°2 representa el enfriamiento en aceite desde 850°C y amplía las curvas de velocidad para redondos de mayor espesor ($\varnothing = 900$ mm), ya que piezas de estas dimensiones suelen templarse en aceite y no en agua.

Aunque en este ábaco no figuran tampoco redondos de espesores menores de 10 mm., puede comprobarse que, para enfriamiento en aceite, diámetros menores a esta cantidad, poseen ya cierta importancia sobre las velocidades de enfriamiento. Respecto a esto basta comparar las curvas obtenidas por enfriamiento en aceite de las probetas cilíndricas empleadas en dilatometría ($\varnothing = 4,5$ mm.) con las de 10 mm. representadas en el ábaco.

Para enfriamiento en aceite, solo el redondo de 40 mm. tiene igual velocidad cerca de la superficie que en el centro, pero al igual que en el enfriamiento en agua, las diferencias producidas para diámetros mayores se acentúan con el aumento del espesor del redondo.

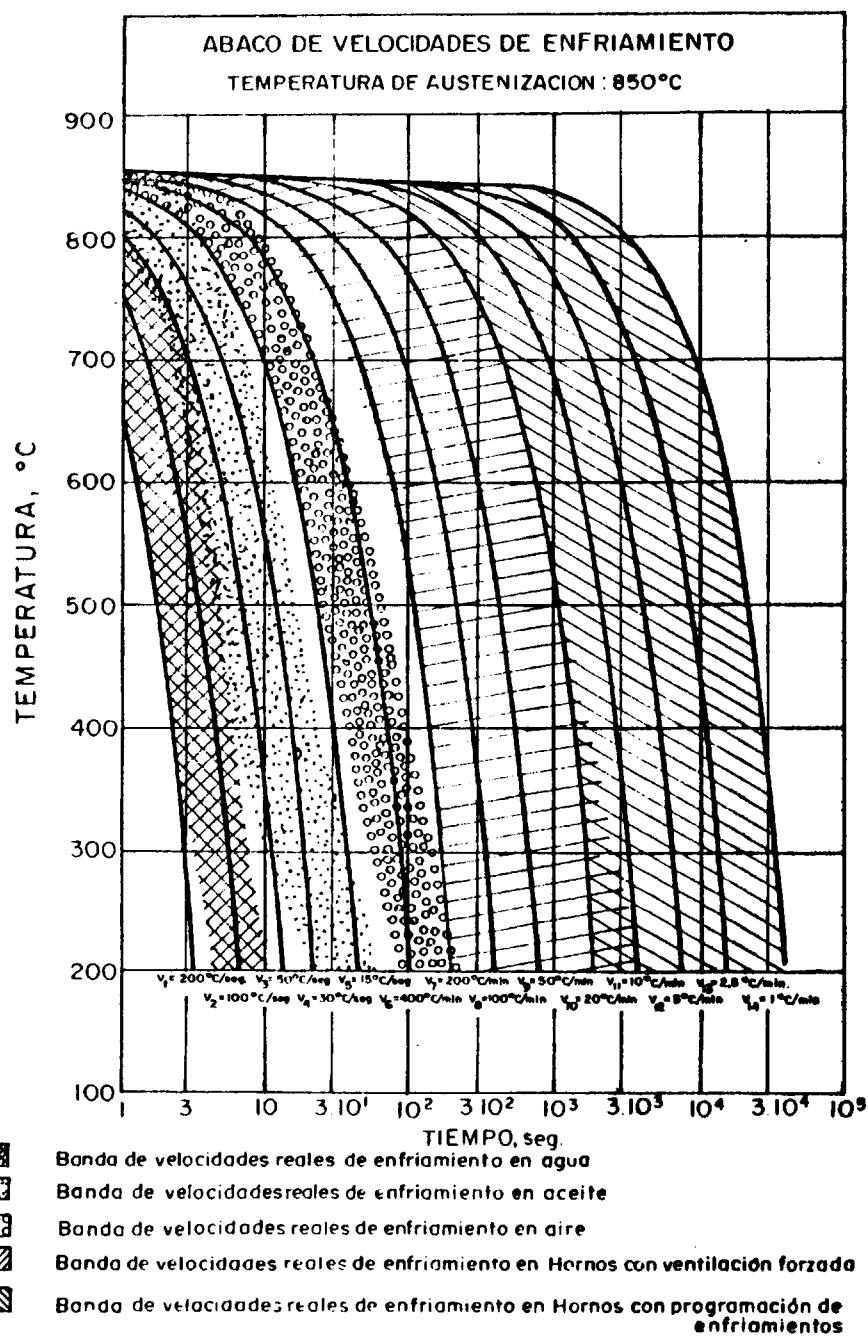
El ábaco n°3 de enfriamiento en aire, contempla ya diámetros de 5 mm. y la evolución y desdoblamiento de sus curvas de enfriamiento siguen las mismas leyes citadas anteriormente.

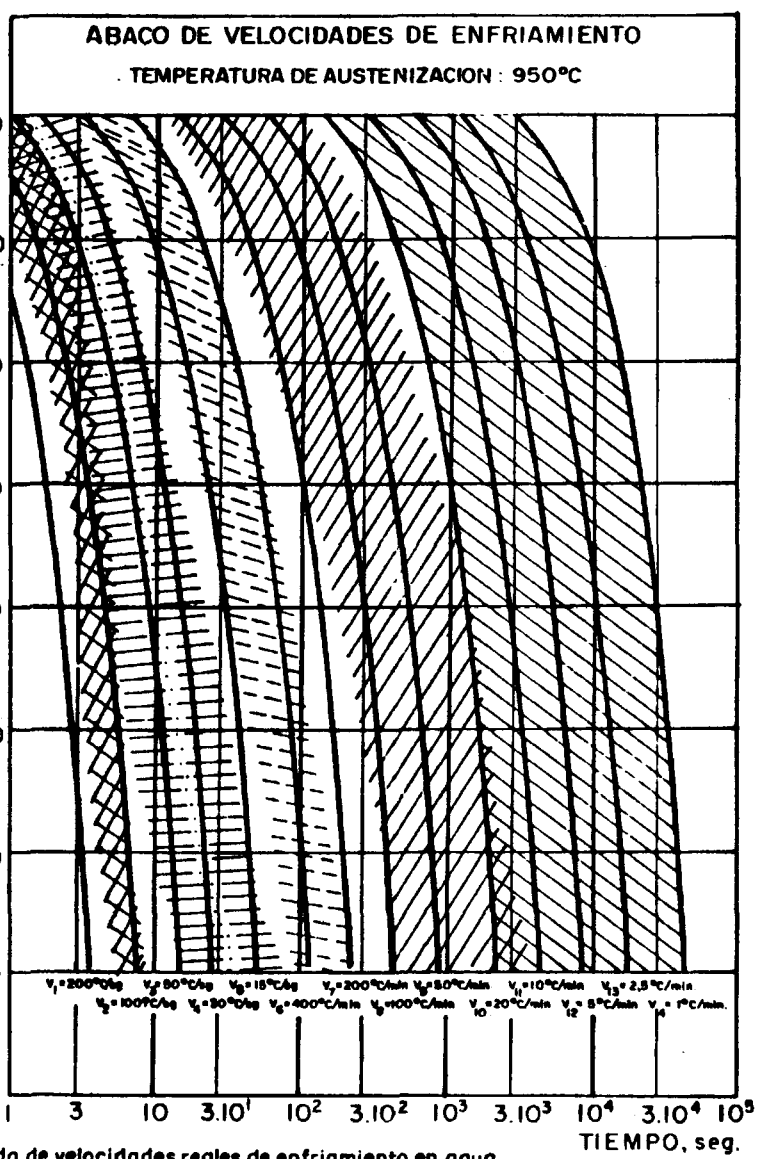
Conocidos estos ábacos referentes a los enfriamientos más generalizados en tratamientos térmicos convencio-






nales de aceros y dado que se presentan como transparencias que pueden superponerse sobre los diagramas TTT de enfriamiento continuo, su empleo nos permitirá conocer las diferentes microestructuras finales obtenidas en redondos de diferentes diámetros o en distintas zonas de un redondo de espesor determinado.

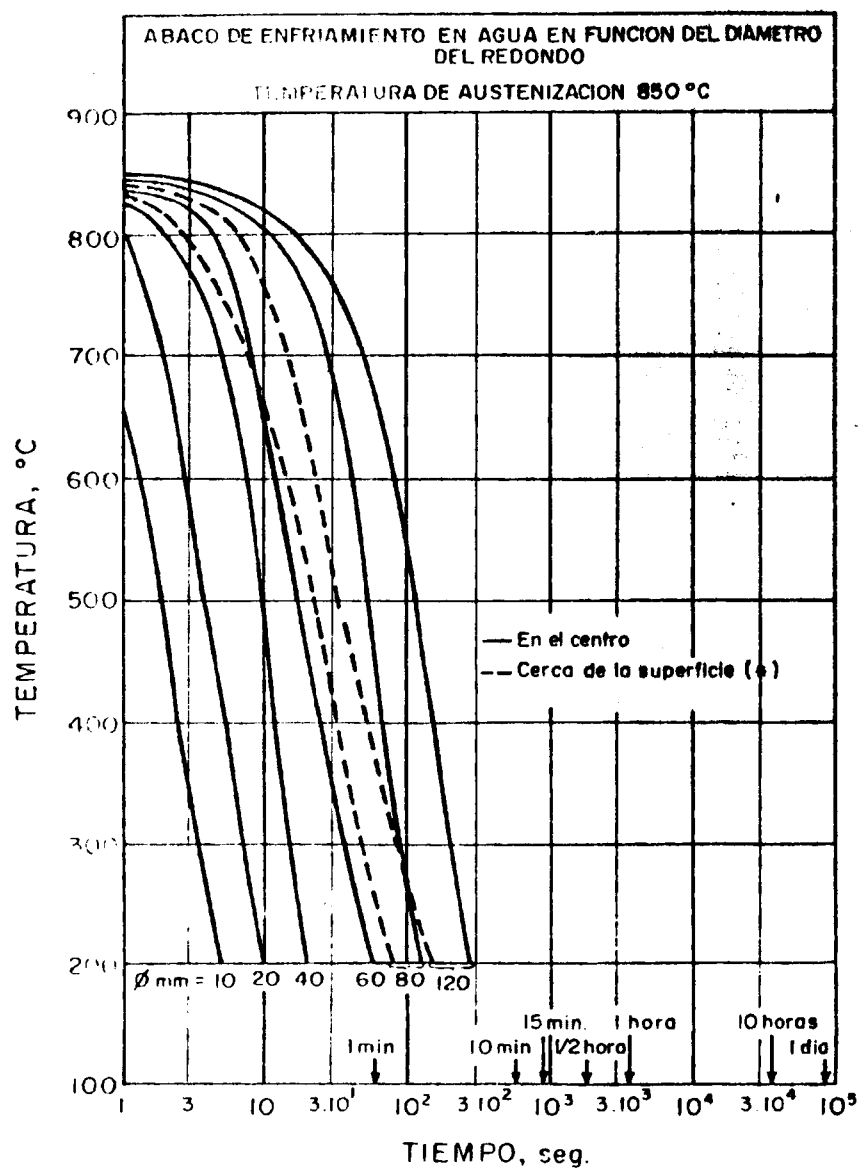
Finalmente se ha considerado importante representar, en ábacos independientes (n^{os} 4 y 5) las bandas de velocidades reales obtenidas sobre las probetas de dilatometría ($\varnothing = 4,5$ mm) enfriadas en diferentes medios desde las dos temperaturas de austenización empleadas en este trabajo (850 y 950°C) para la construcción de los diagramas TTT de enfriamiento continuo. Estas bandas figuran intercaladas sobre curvas de velocidad de enfriamiento uniforme desde 200°C/seg. hasta 1°C/min., permitiéndonos conocer de forma aproximada el valor de las velocidades medias de enfriamiento conseguidas por los diferentes medios empleados.

Los ábacos de velocidades de enfriamiento, también transparentes, al ser superpuestos sobre los diagramas TTT de los aceros ensayados a sus correspondientes temperaturas de austenización, nos proporcionan una información adicional, casi sutil, al ofrecernos la posibilidad de conocer en qué medio debemos realizar el enfriamiento de una probeta para obtener una microestructura o dureza anteriormente preestablecida, o de forma general, para estudiar las transformaciones de la austenita en una zona determinada del diagrama TTT de enfriamiento continuo de un acero.

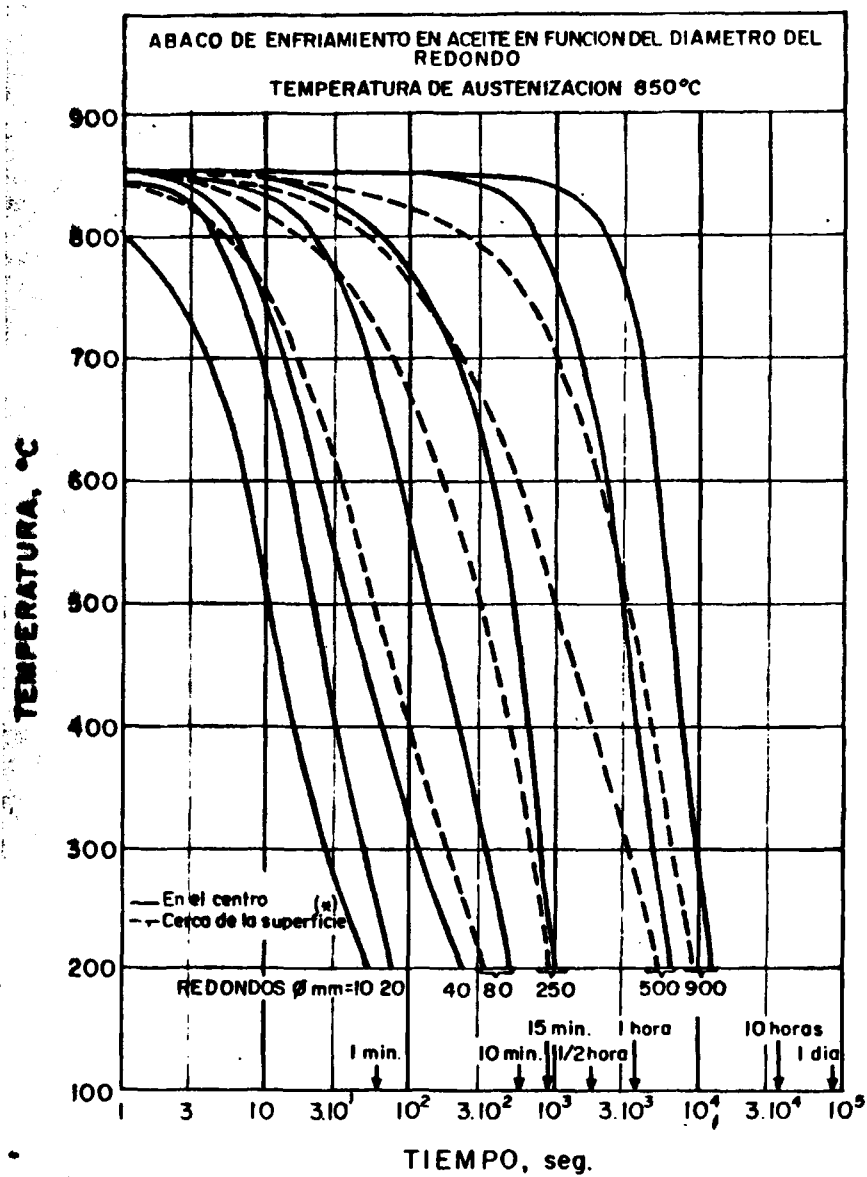




-  Banda de velocidades reales de enfriamiento en agua
-  Banda de velocidades reales de enfriamiento en aceite
-  Banda de velocidades reales de enfriamiento en aire
-  Banda de velocidades reales de enfriamiento en Hornos con ventilación forzada
-  Banda de velocidades reales de enfriamiento en Hornos con programación de enfriamiento



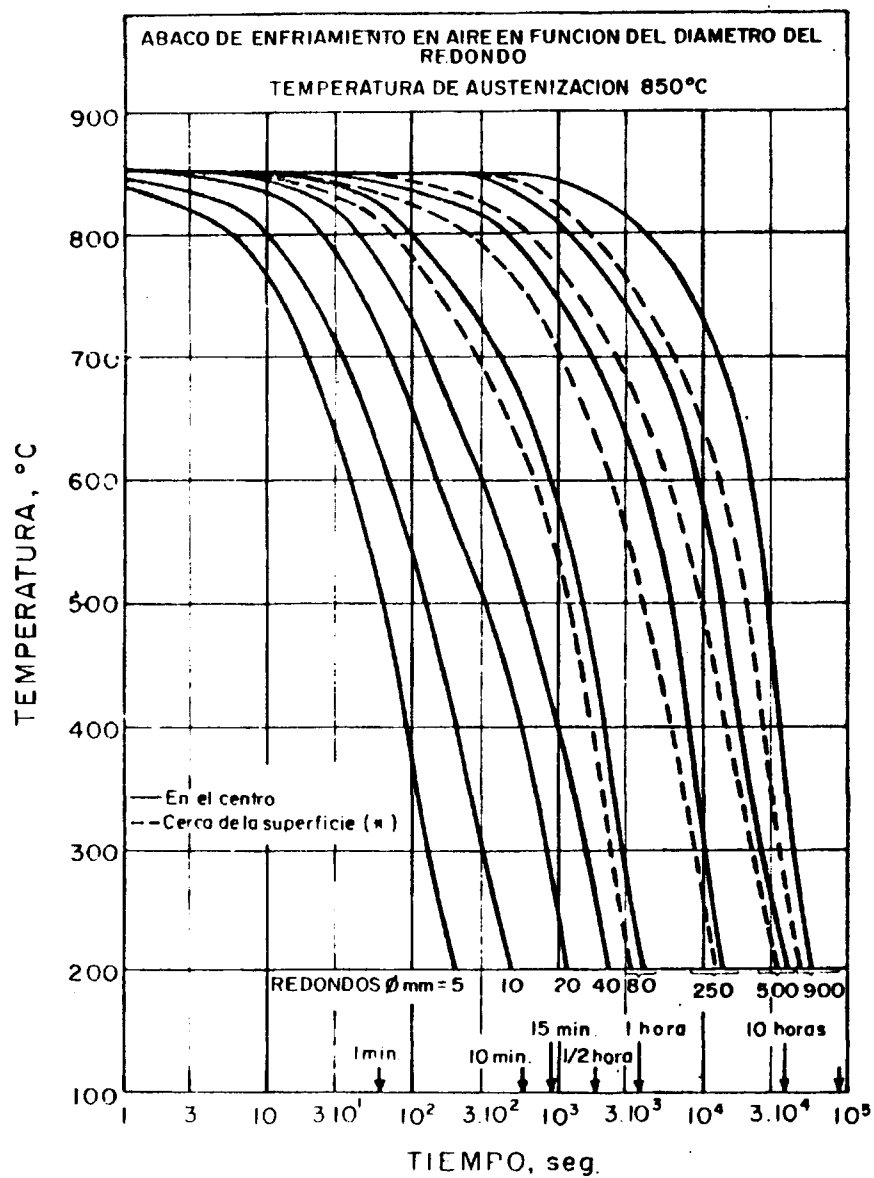
(*) En redondos de ϕ 80 y 120 mm : a 10 mm de la superficie



En redondos de \varnothing 80 mm a 10 mm de la superficie

(*) En redondos de \varnothing 250 y 500 mm: a 20 mm de la superficie

En redondos de \varnothing 900 mm: a R/3 (150 mm) de la superficie



En redondos de \varnothing 80 mm: a 10 mm de la superficie.

(*) En redondos de \varnothing 250 y 500 mm: a 20 mm de la superficie.

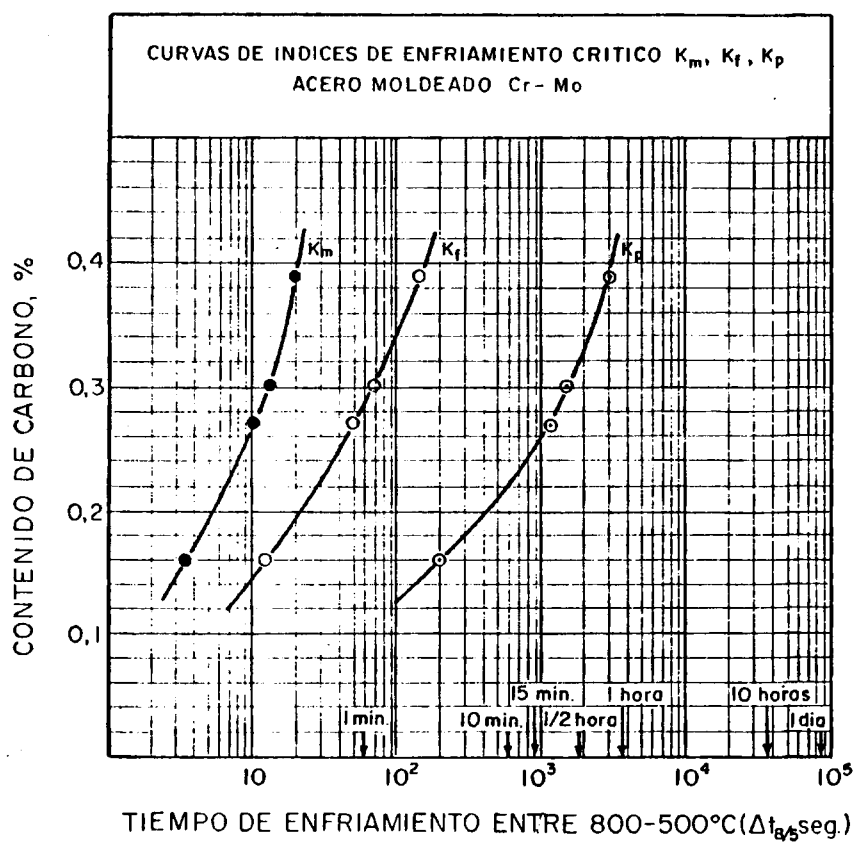
En redondos de \varnothing 900 mm: a R/3 (150 mm) de la superficie.

IX.5. DISCUSION GENERAL DE LOS DIAGRAMAS TTT DE ENFRIAMIENTO CONTINUO.

Analizar aislada e individualmente cada uno de los diagramas TTT de enfriamiento continuo de los aceros ensayados sería reincidir en lo que ya a niveles gráficos quedó suficientemente destacado en apartados anteriores. Por ello únicamente señalaremos las características generales comunes a todos ellos y las específicas de cada uno de los dos grupos C-Mn y Cr-Mo estudiados en este trabajo.

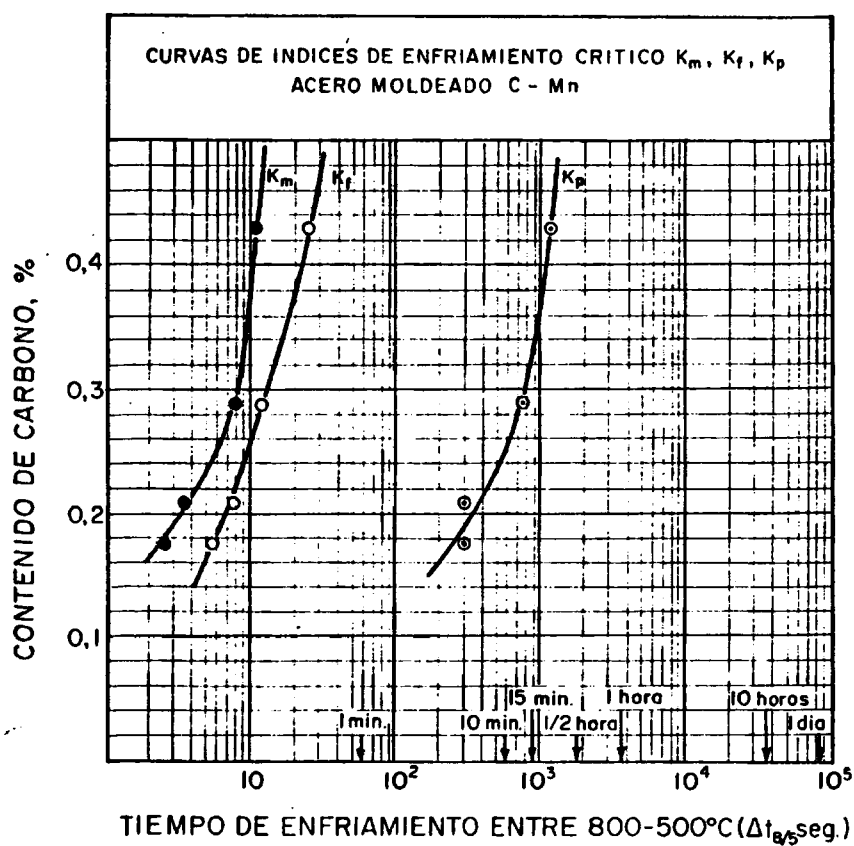
La fuerza y expresividad conceptual de los índices K de enfriamiento crítico les convierte en los parámetros de enfriamiento más idóneos para el estudio y comparación de diagramas TTT y en ellos nos apoyaremos para obtener las conclusiones de mayor valor específico y comparativo.

Las figs. 89 y 90 representan las curvas de los índices K de enfriamiento crítico para el grupo de los aceros de la serie Cr-Mo y C-Mn.



- K_m : Tiempo de enfriamiento crítico para transformación completa en martensita.
 K_f : Tiempo de enfriamiento crítico de aparición de ferrita.
 K_p : Tiempo de enfriamiento crítico para la transformación completa en el escalón perlítico.

Fig. 89.



K_m : Tiempo de enfriamiento crítico para transformación completo en martensita.

K_f : Tiempo de enfriamiento crítico de aparición de ferrita.

K_p : Tiempo de enfriamiento crítico para la transformación completa en el escalón perlítico.

Fig. 90.

De forma general puede observarse en los gráficos de ambas series una evolución creciente de los valores de los tres índices K_m , K_f y K_p , es decir, de los tiempos de enfriamiento entre 800 y 500°C ($\Delta t_{8/5}$), a medida que aumenta el porcentaje de carbono de los aceros.

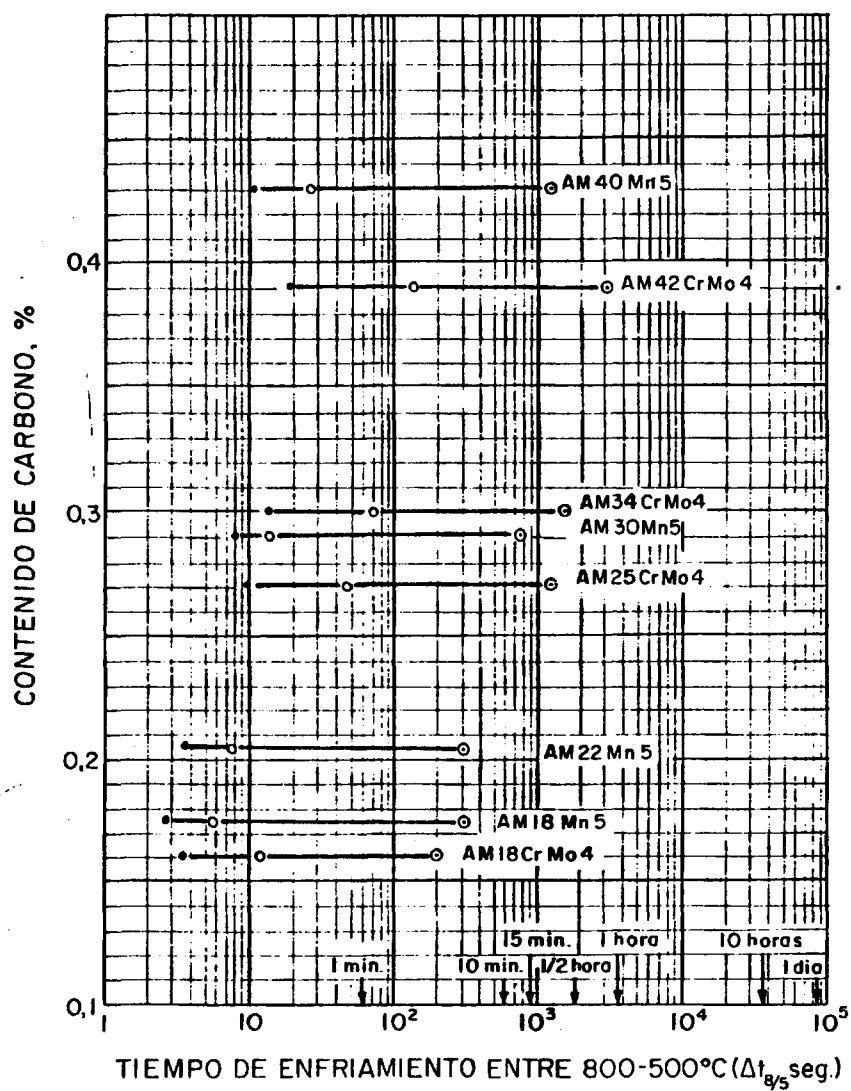
Esta evolución creciente de los índices K significa un desplazamiento hacia la derecha de todos los frentes de transformación de los diagramas, aumentando los intervalos de velocidades de enfriamiento posibles para obtener la transformación total austenita-martensita y por tanto, el consiguiente efecto de aumento de templabilidad con el contenido creciente de carbono.

Por otra parte, es evidente el conocido aumento de la templabilidad con la adición de elementos aleantes tales como Manganeso, Molibdeno y Cromo, sin más que comparar los valores de los índices K_m en los aceros de ambas series con sus homólogos en aceros al carbono.

La fig. 91 representa en un diagrama conjunto los índices K de enfriamiento crítico para los ocho aceros ensayados de ambas series, lo que nos permitirá realizar fácilmente un estudio comparativo y global de ellas.

-376-

DIAGRAMA DE INDICES DE ENFRIAMIENTO CRITICO K_m , K_f , K_p
ACERO MOLDEADO Cr y Mo y C-Mn.



- Tiempo de enfriamiento crítico para el escalón bainítico (K_m)
- Tiempo de enfriamiento crítico para el escalón ferrítico (K_f)
- ⊙ Tiempo de enfriamiento crítico para la transformación completa en el escalón perlítico (K_p)

Fig. 91.

Como puede observarse, los aceros con contenidos de carbono semejantes están agrupados en tres zonas claramente definidas. Aunque la comparación global de ambas zonas pone de manifiesto la tendencia general de aumento de templeabilidad con el contenido creciente de carbono señalada anteriormente para cada serie, al estudiar detalladamente este diagrama se comprueba un efecto más acusado en los aceros aleados con cromo y molibdeno, siendo los valores absolutos de sus tres índices mayores que los del grupo de aceros aleados con manganeso.

En los aceros de la serie C-Mn, se observa un intervalo de ($\Delta t_{8/5}$) muy corto entre K_m y K_f , lo que indica, como puede deducirse de los propios diagramas TTT de enfriamiento continuo, una predisposición mayor a la transformación ferrítica en estos aceros que en los Cr-Mo. Esto evidentemente favorece la obtención de microestructuras finales, mezcla de ferrita-bainita-martensita en los aceros al manganeso, siendo difícil conseguir las estructuras de bainita-martensita libres de ferrita proeutectoide, comunes en los aceros Cr-Mo.

La serie Cr-Mo muestra una característica propia de los aceros que poseen en aleación elementos que forman carburos, el notable retraso en el comienzo de la transformación perlítica que se desplaza en mayor proporción hacia tiempos de enfriamiento grandes, que el frente de transformación bainítica.

Este hecho justifica que las microestructuras producidas en estos aceros por simple enfriamiento en aire sean mayoritariamente bainíticas y solo para enfriamientos a velocidades más lentas se consigan estructuras de ferrita-perlita, a diferencia de los C-Mn en los que ya para enfriamientos al aire la microestructura final es fundamentalmente de ferrita-perlita.

Los aceros de la serie Cr-Mo presentan un hiatus entre la zona de transformación bainítica y martensítica, el

cual es muy acusado en los de más alto contenido de carbono y llega a desaparecer para el AM 18CrMo4.

La Tabla IV representa los valores experimentales obtenidos para las temperaturas M_s de comienzo de transformación martensítica de los ocho aceros ensayados en este estudio.

T A B L A IV.

Temperaturas experimentales de comienzo de transformación martensítica de los aceros ensayados Cr-Mo y C-Mn.

A C E R O	% C	M_s (°C)
AM42CrMo4	0,39	374
AM34CrMo4	0,30	408
AM25CrMo4	0,27	431
AM18CrMo4	0,16	435
AM40Mn5	0,43	347
AM30Mn5	0,29	382
AM22Mn5	0,21	388
AM18Mn5	0,17 ₅	418

Dentro de cada serie, la temperatura M_s aumenta para contenidos de carbono decrecientes, corroborándose la ley general que establece un descenso en la temperatura del comienzo de transformación martensítica en los aceros con la presencia de cualquier elemento de aleación.

Comparando globalmente ambas series, se comprueba que los aceros C-Mn tienen temperaturas M_s inferiores que las de los aceros Cr-Mo con contenidos semejantes de carbono. Esto hace que los primeros muestren una tendencia mayor al agrietamiento durante el tratamiento térmico de temple que los segundos.

Añadiremos finalmente que todos los diagramas TTT de enfriamiento continuo presentados en este trabajo se realizaron partiendo de probetas con un normalizado previo, eligiéndose temperaturas y tiempos de austenización en los que se podía tener la total seguridad de que la austenización era completa y homogénea. Para los aceros de contenidos de carbono bajo y medio se llegó a temperaturas de austenización de 950°C (70-130°C por encima de A_{c3}) con un calentamiento lento de 30 min. de duración y por consiguiente sin tiempo de permanencia a la temperatura de austenización(0 min.).

En los demás aceros de contenido de carbono mayor, la temperatura de austenización fue de 850°C(50-60°C por encima de A_{c3}) alcanzada mediante calentamientos lentos de 20 min. de duración y con tiempos de permanencia a temperaturas de austenización de 15 min., que dadas las pequeñas dimensiones de las probetas de dilatometría (4,5 mm. \varnothing y 28 mm. de longitud) se consideraron suficientes.

X. DISCUSION GENERAL DE LOS RESULTADOS Y CONCLUSIONES

El objetivo fundamental perseguido en este trabajo de investigación, ha sido realizar de forma sistemática un estudio físico, mecánico y tecnológico de las aleaciones Fe-C-Cr-Mo y Fe-C-Mn, comercialmente denominadas aceros de baja aleación al Cr-Mo y C-Mn. Por esta razón, la primera parte se dedicó al estudio de su proceso de solidificación en moldes de arena, lo que exigió revisar los aspectos físico-matemáticos de la teoría de transmisión de calor aplicada a la solidificación de aleaciones, desarrollando métodos que permitieran encontrar un determinado número de parámetros, capaces de explicar las estructuras de cristalización originadas durante la propia solidificación y las microestructuras generadas en el enfriamiento posterior en el molde hasta temperatura ambiente.

Evidentemente, analizar la influencia de los parámetros de solidificación y enfriamiento, cuando se mantienen constantes otros factores como la temperatura de colada y el material y geometría de molde, representa un intento de conocer un poco más sobre las incidencias y efectos que el proceso general de solidificación en molde de arena tiene sobre las propiedades que caracterizarán a estas aleaciones en estado sólido.

Después de analizadas las heterogeneidades macro y microestructurales consecuentes del propio proceso de solidificación, en el tipo de pieza elegido para el ensayo, se estudió la posibilidad de conseguir, mediante transformaciones de fase en estado sólido, una microestructura cuasi homogénea en todo el volumen de la pieza que pudiera ser el estado metalúrgico de partida, sobre el cual poder emprender ri-

gurosa y sistemáticamente el estudio sobre tratamientos térmicos, transformaciones de fase por enfriamiento continuo, microestructuras y propiedades en estado sólido, que constituye la segunda parte de este trabajo.

Ya a lo largo del texto se han recogido explícitamente las conclusiones más importantes desprendidas de este estudio; en este capítulo nos referiremos brevemente a las ya citadas, pero aquellas que por razones de claridad en la exposición y desarrollo del texto no fueron consideradas específicamente, recibirán ahora un tratamiento más amplio.

Consideramos importante justificar previamente los motivos teórico-prácticos que nos indujeron a emplear, en el método experimental seguido en este trabajo, un tipo de pieza moldeada con unas características geométricas muy específicas y que en principio podrían parecer poco idóneas o incluso injustificadas por aumentar enormemente las dificultades operativas y de aplicación de los métodos físicos elegidos en el estudio de los parámetros de solidificación. Con seguridad el estudio habría resultado más simple y sencillo, si se hubiera utilizado un tipo de pieza con características geométricas perfectamente simétricas y más aproximadas a las condiciones ideales de semi-infinito; pero, sin duda, esto habría significado también limitar extraordinariamente el estudio a un tipo de condiciones tan extremadamente especiales que generalmente no se producen nunca a niveles prácticos reales.

Es evidente, pues, que intentar la adaptación y aplicación de una teoría, necesariamente desarrollada bajo hipótesis restrictivas y condiciones casi ideales al estudio de la solidificación de una pieza moldeada de características reales, es una labor más compleja, pero a la vez más interesante, por encerrar en sí misma aspectos objetivos de aplicación práctica directa y posibilidades más amplias y correctas de extrapolación y generalización.

En este orden de ideas y dado que el estudio de los tratamientos térmicos, estructuras y propiedades mecánicas en estado sólido, descrito en la segunda parte de este trabajo se realizó sobre probetas obtenidas de piezas muestra moldeadas (apéndices de colada) de características geométricas normalizadas, que obtenidas simultáneamente con las piezas de producción industrial, sirven para realizar sus correspondientes ensayos de control y recepción. Se eligieron estas mismas piezas muestra para el estudio de la solidificación, lo cual creemos da, una mayor fiabilidad y coherencia al estudio de los efectos e influencias del proceso de solidificación sobre las propiedades finales de estas aleaciones en estado sólido.

De los resultados expuestos a lo largo del trabajo pueden deducirse dos tipos de conclusiones, las que confirman aspectos en cierto modo lógicos y consecuentes de nuestros conocimientos físicos sobre la solidificación de materiales metálicos, las transformaciones y las propiedades y las que aportan nuevos conocimientos, tanto en las técnicas empleadas en el estudio del desarrollo de la solidificación, como en las propiedades resultantes. Muy particularmente cabe resaltar la original aportación en el conocimiento y utilización real de los materiales estudiados que amplían extraordinariamente sus posibilidades prácticas y la contribución específica sobre los tratamientos térmicos y diagramas de transformación que por primera vez constituyen un conjunto sistemático y riguroso de datos científicos y tecnológicos que permiten ampliar los conocimientos sobre la calidad y propiedades de las aleaciones fundidas.

I Parte

1°. El estudio del proceso de solidificación mediante la aplicación de la teoría físico-matemática de transmisión de calor en régimen transitorio, permitió encontrar los valores de los tiempos de solidificación global de la pieza y por consiguiente, las correspondientes velocidades medias de solidificación global.

Estos parámetros, que por su condición de globales están sujetos a grandes limitaciones en cuanto a su aplicación directa al estudio de las diferentes estructuras de cristalización de las piezas moldeadas, tienen sin embargo un extraordinario valor informativo al orientarnos con cierta aproximación sobre el tiempo de enfriamiento que debe transcurrir desde que llega la aleación en estado líquido al molde, hasta que una vez solidificada, está dispuesta para ser desmoldeada sin riesgos de deformaciones.

Este puede ser un dato importante en el proyecto y organización de una fábrica de acero moldeado semiautomatizada y en la optimización en los rendimientos de su cadena de desmoldeo, puesto que la regulación de los tiempos necesarios para que el metal alcance el estado sólido, es el valor que debe tomarse para el cálculo real del tiempo de permanencia en molde, el cual vendrá afectado posteriormente por otro tipo de factores tales como microestructura final deseada a temperatura ambiente, riesgos de producción de grietas superficiales durante el enfriamiento libre, características de maquinabilidad y necesidad de realizar o no, tratamientos térmicos posteriores.

2°. A igualdad de temperatura de colada y material de molde, los tiempos de solidificación reales globales de los aceros de cada serie Cr-Mo y C-Mn, obtenidos por aplicación de la teoría de transmisión de calor en régimen transitorio, reflejados en la Tabla XX, disminuyen con el contenido de carbono, lo cual está de acuerdo con el aumento de la conductividad térmica y difusividad de calor que experimentan los aceros de ambas series con contenido de carbono decreciente.

3°. Lógicamente, si el intervalo comprendido entre la temperatura de colada θ_c y la temperatura de solidus θ_{sm} , permanecieran constantes para todos los aceros ($\theta_c - \theta_{sm} = cte$), las velocidades medias de solidificación global, señaladas también en la Tabla XX, variarían en sentido opuesto a los tiempos de solidificación, aumentando para los aceros de cada serie

con la disminución de su contenido de carbono. Sin embargo, dado que la temperatura de colada (θ_c) permanece igual para todos los aceros ensayados, pero sus temperaturas de solidus (θ_{sm}), se elevan a medida que disminuye el contenido de carbono, las diferencias $\theta_c - \theta_{sm}$ no serán constantes para todos los aceros, sino que disminuyen apreciablemente en función de los contenidos de carbono decrecientes, originando a su vez en ambas series, un descenso en sus velocidades medias de solidificación global.

4°. Una disminución en el sobrecalentamiento, es decir en el intervalo ($\theta_c - \theta_{sm}$), repercutiría originando un descenso importante de los tiempos de solidificación global.

Ya que el valor de la temperatura de solidus (θ_{sm}) es fijo para cada tipo de acero, según su correspondiente diagrama de equilibrio, el intervalo de temperatura ($\theta_c - \theta_{sm}$) únicamente se podrá disminuir empleando temperaturas de colada (θ_c) inferiores, lo cual, por otra parte, no es siempre posible ya que esta puede estar limitada por la intervención de otros muchos factores tales como tamaño y geometría de la pieza a moldear, fluidez y viscosidad de la aleación en estado líquido, función de su temperatura, geometría y material del molde, sistema de moldeo (entradas, conducciones, bebederos, mazarotas) y colabilidad.

Como ejemplo de la incidencia que tiene la disminución del sobrecalentamiento sobre el tiempo de solidificación global, se ha realizado el cálculo de dicho parámetro para el acero AM.40Mn5, suponiendo que tuviera el mismo sobrecalentamiento que el acero más bajo en contenido de carbono de su misma serie, el AM.18Mn5.

De esta forma, considerando que el sobrecalentamiento ($\theta_c - \theta_{sm}$) del acero AM.40Mn5, tiene un valor de 123°C en vez de 169°C como realmente le corresponde con la temperatura de colada $\theta_c = 1600^\circ\text{C}$ (ver Tabla XX), el tiempo de solidificación global pasaría de 5,5 min. para $\theta_c - \theta_{sm} = 169^\circ\text{C}$ a 5 min. para $\theta_c - \theta_{sm} = 123^\circ\text{C}$, lo cual representa una dis-

minución aproximada del 9 % al reducir la temperatura de colada en solo 46°C.

Por otra parte, la velocidad media de solidificación global de la pieza de acero AM.40Mn5, colada con un sobrecalentamiento de $\theta_c - \theta_{sm} = 123^\circ\text{C}$ daría un valor de 24,6°C/min., el cual como ya se indicó en la conclusión anterior, es menor que el correspondiente al acero AM.18Mn5 con idéntico valor de sobrecalentamiento.

5°. Las propias hipótesis y condiciones que fueron impuestas necesariamente para poder desarrollar con éxito la teoría de transmisión de calor en régimen transitorio aplicada al estudio del proceso de solidificación en molde de arena, son las causas principales por las que dicha teoría quedó limitada únicamente a la obtención de unos parámetros de solidificación global.

Al intentar profundizar no solo en el conocimiento de la solidificación en molde de una pieza sino de posterior enfriamiento en estado sólido, se hizo necesario calcular parámetros relacionados con la evolución de las temperaturas en cada punto de dicha pieza y en cada instante del proceso general de enfriamiento. El extraordinariamente complicado aparato matemático, actualmente sin resolver, que sería necesario plantearse para intentar abordar estos problemas por la teoría físico-matemática de transmisión de calor, aconsejó buscar métodos de aproximación por cuya vía se vislumbraban posibilidades reales.

Con este objeto, fue desarrollado y aplicado con éxito un método numérico basado en la aplicación de un modelo matemático de incrementos finitos al cálculo de parámetros de solidificación y enfriamiento en molde de arena.

6°. El estudio del proceso de solidificación realizado por el modelo matemático de incrementos finitos, sobre una franja

de 5 cm. situada en la sección transversal central de la pieza tipo de los ocho aceros ensayados en este trabajo, como se observa en los valores calculados de sus parámetros de solidificación recogidos en la Tabla XXXII, revela grandes diferencias en dichos valores obtenidos para diferentes puntos de la sección transversal de la pieza bajo estudio, aún considerando sus pequeñas dimensiones.

Son evidentes, a este respecto, los aumentos experimentados para todos los aceros entre los tiempos necesarios para solidificar un punto situado en la interfase metal-molde y otro en el centro de la pieza, así como, las correspondientes disminuciones de las velocidades medias de solidificación entre ambos puntos.

7°. Aunque la disminución del parámetro velocidad media de solidificación, se produce de forma continua desde la interfase al centro, existe una clara diferencia entre dos zonas bien definidas para todos los aceros ensayados. La primera, correspondiente a la zona más exterior de la pieza, de un espesor aproximado entre 1 - 1,5 cm. en la cual, la disminución de la velocidad media de solidificación en función de la distancia desde la interfase metal-molde es muy rápida y la segunda, que corresponde a la zona central de la pieza a distancias desde la interfase, comprendidas entre 1 - 1,5 cm. a 2,5 cm., en la que la disminución de dicho parámetro de solidificación con la distancia, se hace mucho más lenta e incluso llega a permanecer constante en puntos muy próximos al centro de la pieza.

Este hecho, como veremos posteriormente, es la base teórica fundamental que puede justificar las diferentes estructuras de cristalización generadas durante el proceso de solidificación en molde.

8°. La comparación en la Tabla XXXII, de los valores obtenidos para los parámetros de solidificación en los diferentes aceros de ambas series, Cr-Mo y C-Mn, ensayadas en este trabajo, bajo idénticas condiciones de enfriamiento (geometría y material de molde y temperatura de colada), indican claramente velocidades medias de solidificación, mayores para los aceros con contenidos de carbono más bajos, especialmente en las zonas más próximas a la interfase metal-molde. Dichas diferencias tienden a disminuir e incluso a cambiar de sentido en las zonas más centrales de la pieza.

La explicación del aumento de la velocidad media de solidificación para aceros de una misma serie con contenidos de carbono decrecientes, se basa fundamentalmente en la mayor conductividad térmica de los aceros con porcentajes inferiores de carbono que provocan una transmisión de calor más rápida en toda la pieza y lógicamente en las zonas del metal próximas a la interfase, la cual es favorecida por los enormes gradientes de temperatura creados en la interfase al tomar contacto el metal líquido (1600°C) con las paredes del molde (20°C).

Por otra parte, a medida que evoluciona el proceso de solidificación, los altísimos gradientes térmicos existentes en la interfase en el momento inicial, van disminuyendo paulatinamente a causa de la brusca elevación de temperatura producida en la zona de contacto del molde con el metal, de la baja conductividad térmica del molde de arena y de la liberación del calor latente de solidificación en las zonas de metal próximas a la interfase que se encuentran dentro del intervalo de solidificación en estado pastoso o ya totalmente sólido. Como consecuencia de esto, las velocidades medias de solidificación de las zonas interiores de la pieza, disminuyen extraordinariamente, pero esta disminución, ya no depende solo de las pequeñas diferencias de conductividad térmica entre los aceros de mayor o menor contenido de carbono, muy importante en los momentos iniciales de la soli-

dificación, sino, principalmente, de la rápida disminución de gradientes de temperatura entre los diferentes puntos del metal y entre el metal y el molde, así como de la cantidad de calor latente de solidificación desprendido y de la velocidad a la que éste se desprende, superior evidentemente en los aceros con velocidades de solidificación, mayores en la etapa inicial, es decir, en los de menor contenido de carbono, que también tiene que ser transmitido hacia el molde y que colabora a disminuir aún más los gradientes en el metal. Por este motivo, las velocidades medias de solidificación en las zonas próximas al centro, son muy similares en todos los aceros e incluso ligeramente inferiores para los más bajos en contenido de carbono de cada serie.

9°. Los parámetros obtenidos del estudio del enfriamiento en molde de arena, posterior a la solidificación, realizado por el método numérico basado en la aplicación de un modelo matemático de incrementos finitos y reunidos en la Tabla XXXIII, ponen de manifiesto una gran aproximación entre los valores de los tiempos de enfriamiento correspondientes al intervalo de temperatura comprendido entre $800 - 500^{\circ}\text{C}$ ($\Delta t_{g/5}$) calculados, para cada acero, en un punto de la pieza cerca de la interfase metal-molde y en el centro de la misma. Esta aproximación es tal, que las pequeñas diferencias existentes entre los valores de $\Delta t_{g/5}$, calculados para la interfase y centro de la pieza de un mismo acero, desaparecen entre los correspondientes valores de las velocidades medias de enfriamiento entre 800° y 500°C ($v_{E\ 875}$) calculados para las mismas zonas.

De este importante hecho, se desprende que, el acentuado efecto de masa existente en la pieza durante el proceso específico de solidificación, desaparece totalmente durante el enfriamiento posterior, ya en estado sólido, correspondiente al intervalo de temperaturas comprendido entre 800°C y 500°C para todos los aceros ensayados, con las características geométricas de la pieza y condiciones de enfriamiento en molde de arena empleadas en este estudio.

10°. La comparación entre los valores de los tiempos de enfriamiento hasta 800°C ($T_E(800)$) y hasta 500°C ($T_E(500)$), obtenidos para puntos situados en la interfase y centro de la pieza de cada uno de los aceros ensayados, indicados en la Tabla XXXIII, muestran diferencias muy pequeñas entre ambas zonas, aunque evidentemente, dichos parámetros de enfriamiento se mantienen sensiblemente mayores en la zona central que en la interfase.

Este hecho revela que la transmisión de calor durante el desarrollo del enfriamiento en estado sólido, para todos los aceros ensayados, evoluciona disminuyendo progresivamente los gradientes térmicos dentro de la pieza, ya muy bajos durante la etapa final de solidificación, hasta el punto de conseguir, en el intervalo de temperaturas estudiado (800°- 500°C), un alto nivel de homogeneización de temperatura en todos los puntos de dicha pieza. De esta forma, durante el enfriamiento entre 800°C y 500°C, la pieza disminuye su temperatura, por transferencia de calor hacia el molde, como un conjunto, es decir, permaneciendo en un instante determinado del enfriamiento todos los puntos de la franja de la sección transversal bajo estudio a temperaturas tanto más próximas cuanto más bajos sean los niveles de temperaturas alcanzados en el proceso.

11°. La disminución progresiva de los gradientes térmicos, debida a las cada vez más pequeñas diferencias de temperaturas entre la interfase y centro de una pieza, producidas durante el enfriamiento en estado sólido, tiene su origen fundamental en la prolongada duración del proceso de enfriamiento (aproximadamente 2 horas hasta alcanzar los 500°C), la lenta transmisión de calor en el molde impuesta por su baja conductividad térmica y finalmente, la alta conductividad térmica del acero, comparada con la del molde, que obliga a una transmisión de calor en la pieza dirigida a lograr su equilibrio térmico.

12°. Uno de los objetivos fundamentales perseguidos al emprender el estudio de la solidificación y enfriamiento en molde de arena, era conocer la influencia de los parámetros que rigen ambos procesos sobre las diferentes macro y microestructuras obtenidas en las piezas moldeadas de los aceros estudiados.

A este respecto, en este trabajo se ha intentado establecer una relación justificada entre las velocidades medias de solidificación y enfriamiento y las correspondientes macroestructuras de cristalización y microestructuras de colada generadas respectivamente durante el proceso específico de solidificación y el posterior de enfriamiento en estado sólido.

Realizando un estudio comparativo entre los valores teóricos calculados para los parámetros de solidificación y las estructuras de cristalización puestas de manifiesto de forma experimental en el análisis macrográfico de la Fig. 25, se puede concluir que existe una clara correspondencia entre la zona caracterizada, en todos los aceros, por altos valores teóricos de velocidades medias de solidificación y disminuciones extremadamente rápidas entre los valores de dichas velocidades, obtenidas para puntos situados a distancias crecientes desde la interfase (elevados gradientes de velocidad y solidificación), y la zona de estructura columnar observada en las macrografías realizadas en la misma franja de la sección transversal de la pieza de cada acero donde se efectuó el correspondiente estudio teórico.

Existe asimismo en todos los aceros una perfecta correspondencia entre la zona caracterizada, fundamentalmente, por valores teóricos más bajos de la velocidad media de solidificación y disminuciones muy pequeñas, en algunos casos despreciables, del valor de este parámetro obtenido para puntos situados a distancias crecientes desde la interfase

y la zona de estructura equiaxial observada en las macrografías correspondientes.

13°. Un estudio comparativo, similar al indicado anteriormente, ha sido realizado para conocer la relación e influencia de la velocidad media de enfriamiento entre 800°C y 500°C sobre las microestructuras de colada obtenidas, de forma experimental para los aceros ensayados y reflejadas en el estudio metalográfico de la Fig. 25.

La relación de dependencia entre los parámetros de enfriamiento y las microestructuras de colada, obtenidas para cada acero a 50 aumentos, se manifiesta con extraordinaria evidencia al comparar los valores teóricos prácticamente idénticos de las velocidades medias de enfriamiento entre 800°C y 500°C (V_E 8/5) (Tabla XXXIV) calculados sobre un punto situado en la interfase metal-molde y otro en el centro, con las micrografías correspondientes realizadas sobre estos mismos puntos de la pieza moldeada.

Dichas micrografías revelan para la interfase y centro de cada acero, microestructuras formadas por idénticos microconstituyentes, tal como cabía esperar de la gran aproximación entre los valores teóricos de la velocidad media de enfriamiento entre 800°C y 500°C, calculados por el método numérico en ambas zonas. De esta forma queda demostrado que, a igualdad de valores del parámetro velocidad media de enfriamiento en estado sólido entre 800°C y 500°C calculados para puntos de una pieza situados en zonas térmicamente opuestas (interfase y centro) se generan en ellos microestructuras cualitativamente iguales, es decir, formadas por idénticos microconstituyentes (ferrita-perlita o ferrita-perlita-bainita, según los aceros).

14°. La detenida observación de las microestructuras de la Fig. 25 realizadas en la interfase y centro de la pieza mol-

deada de cada acero ensayado, revela la influencia de las diferentes estructuras de cristalización primaria (estructuras de solidificación) sobre las microestructuras finales de colada a temperatura ambiente, desarrolladas durante el enfriamiento en estado sólido.

Esta influencia no incide cualitativamente sobre la microestructura de colada del acero que, como se demostró anteriormente, es función de su composición química y de la velocidad de enfriamiento en estado sólido y muy especialmente entre 800°C y 500°C, sino sobre la forma, tamaño y distribución de los microconstituyentes de que están formadas dichas microestructuras.

Este fenómeno, micrográficamente manifestado por la precipitación de ferrita proeutectoide en los bordes de grano de cristalización primaria, demuestra la existencia en la interfase de granos alargados y dirigidos en la dirección normal a la cara exterior de la pieza, correspondiendo con la zona de macroestructura columnar y en el centro, de granos equiaxiales de configuración poligonal que corresponden con la zona de macroestructura equiaxial.

II Parte.

15°. La heterogeneidad microestructural producida por efecto de la influencia de las diferentes estructuras de cristalización, origina un cierto grado de anisotropía en las piezas solidificadas y enfriadas en molde de arena, que convierte a la microestructura de colada en un estado metalúrgico de partida poco apropiado para iniciar sobre él investigaciones posteriores dirigidas al estudio riguroso y sistemático de los efectos producidos por tratamientos térmicos específicos sobre las transformaciones de fase, microestructuras y propiedades físico-mecánicas en estado sólido.

La eliminación de esta heterogeneidad microestructural, se podrá conseguir de dos formas:

- a) Eliminando las causas primarias que la crean.
- b) Homogeneizando la microestructura final por transformaciones de fase en estado sólido.

La primera se llevaría a cabo incidiendo sobre el proceso general de solidificación como causa primaria de la generación en la pieza de dos tipos diferentes de estructuras de cristalización. Aunque no será ésta la vía empleada en este trabajo, por considerar que se separa de la línea general y objetivos del mismo, señalaremos que a lo largo del estudio realizado sobre el proceso de solidificación y enfriamiento de aceros en molde de arena, se ha demostrado la incidencia de las velocidades de solidificación y enfriamiento sobre las estructuras de cristalización y microestructuras de colada respectivamente.

Si consiguiéramos variar el proceso específico de solidificación hasta alcanzar valores de los parámetros para el desarrollo en todo el volumen de la pieza de una única estructura de cristalización, obviamente sería deseable la totalmente equiaxial, habríamos conseguido eliminar la causa primaria responsable de la heterogeneidad microestructural en estado sólido.

A este respecto, mencionamos a continuación muy brevemente, algunos de los factores específicos del proceso de solidificación cuya consideración y control afecta favorablemente a la formación de una única estructura de cristalización equiaxial en aleaciones de solución sólida.

- 1) Evitar enfriamientos rápidos en la zona del metal próxima a la interfase metal-molde, consiguiendo velocidades de solidificación poco elevadas y gradientes de velocidad bajos

en dicha zona. Para ello, conviene colar a temperaturas tan bajas como sea posible y emplear moldes de baja conductividad térmica con sus paredes interiores calientes.

ii) Favorecer la formación de núcleos sólidos en la interfase, es decir, aumentar la velocidad de nucleación. Esto se puede conseguir mediante la adición de elementos aleantes, impurezas y elementos con propiedades específicamente nucleantes, o bien sometiendo al molde a campos magnéticos rotatorios, vibraciones ultrasónicas, agitación mecánica y sistemas y diseños de colada que favorezcan la turbulencia en el metal líquido dentro del molde.

La segunda forma de eliminación de la heterogeneidad microestructural por homogeneización de la microestructura de colada final, se llevará a cabo mediante transformaciones de fase ocasionadas por los tratamientos térmicos en estado sólido.

Esta vía, que es la adoptada en el trabajo, reconoce la existencia real en la pieza de dos tipos diferentes de estructuras de cristalización y su influencia sobre la microestructura final de colada y también reconoce la imposibilidad de modificar por tratamientos térmicos en estado sólido las macroestructuras de solidificación y por consiguiente su heterogeneidad macroestructural, intentando así alcanzar la homogeneización microestructural de una pieza moldeada, por las transformaciones, que sufre la austenita en sus diferentes productos de descomposición, durante los procesos de enfriamiento continuo a que se somete la pieza en el curso de los tratamientos térmicos convencionales.

De esta forma es posible abordar el problema bajo un prisma totalmente real, ya que la casi totalidad de las piezas de aleaciones solidificadas en molde de arena o lingotera, presentan diferentes estructuras de cristalización y siendo éste un hecho consumado, lo que realmente interesa conocer es la forma en que se puedan controlar y modificar sus efectos a nivel microestructural.

Un tratamiento térmico de normalizado sobre las piezas moldeadas de todos los aceros ensayados, que consiste en un calentamiento lento a una velocidad aproximada de $3^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ desde temperatura ambiente hasta las temperaturas de austenización ($50 - 70^{\circ}\text{C}$ por encima de A_{C3} , ver Tabla XXXV) y un tiempo de austenización de 2 h., seguido de un enfriamiento en atmósfera calmada, elimina totalmente la heterogeneidad microestructural aparecida en todos los aceros para el estado de colada. Este hecho queda suficientemente demostrado en el análisis metalográfico de la Fig. 27, en el que pueden observarse micrografías de normalizado comunes a la interfase y centro de la pieza con microestructuras totalmente homogéneas.

16°. El estudio de los tratamientos térmicos de normalizado más revenido, realizados sobre todos los aceros de la serie Cr-Mo y C-Mn, cuyos resultados se compendian en los diagramas de normalizado + revenido de las Figs. 28 a 31, ponen de manifiesto el conocido fenómeno de disminución de propiedades resistivas (H_R , R y R_e) y aumento de las dúctiles y tenaces (A , Z y KCU) con la elevación progresiva de las temperaturas de revenido.

17°. De los mismos diagramas puede deducirse que aunque los efectos generales del revenido sobre el normalizado son poco importantes en valor absoluto, las variaciones relativas de las propiedades dúctiles y tenaces son muy superiores a las obtenidas para las propiedades de resistencia. Es decir, el aumento relativo de los valores de las propiedades dúctiles y tenaces que, por efecto del revenido se obtiene, al comparailas con sus correspondientes en estado de normalizado, es mayor que la consecuente disminución relativa de los valores de las propiedades de resistencia. Por tanto, el tratamiento térmico de revenido efectuado sobre los aceros ensayados de ambas series en estado de normalizado, tiene un efecto relativo más importante sobre las propiedades dúctiles y tenaces que sobre las resistivas.

18°. Para cada serie de aceros, en los que los elementos de aleación se mantienen a niveles semejantes, se cumple una ley general que establece que a igualdad de tratamiento térmico, cualquiera que éste sea, para contenidos crecientes de carbono, se produce en valor absoluto, un aumento de las propiedades resistivas y disminución de las dúctiles y tenaces.

Aún siendo ésta una ley que se cumple sistemáticamente, existen ciertas particularidades y diferencias entre las variaciones que experimentan ambas propiedades dependiendo del tipo de tratamiento térmico estudiado y del grupo de aceros ensayados e incluso, dentro de ellos, del margen de contenidos de carbono considerado.

En este sentido, las Figs. 92 y 93, demuestran que para los tratamientos de normalizado más revenido efectuados sobre los aceros de ambas series, el aumento del valor absoluto de las propiedades resistivas (representadas por la resistencia a la tracción) en función del contenido de carbono, se realiza de una forma progresiva pero con cierta uniformidad dentro del intervalo de porcentajes de carbono considerado, es decir, las curvas $R = f (\%C)$ para N + R, mantienen, a lo largo de dicho intervalo, una variación de pendiente bastante uniforme. Sin embargo, la disminución experimentada por las propiedades dúctiles y tenaces (representadas por la resiliencia) en función del contenido de carbono, no mantiene una uniformidad a lo largo del intervalo de $\%C$, considerado, sino que se produce mucho más rápidamente para los niveles más bajos del intervalo (aceros bajos en carbono) que para los niveles superiores (aceros de contenido de carbono más alto), es decir, las curvas $KCU = F (\%C)$ para N + R, tiene dos tramos bien definidos por una variación brusca de pendiente, uno, correspondiente a bajos contenidos de carbono (aproximadamente $\leq 0,21 \%$ para las dos series de aceros estudiados Cr-Mo y C-Mn) que posee altísimas pendientes negativas y otro corres-

pondiente a porcentajes superiores de carbono $> 0,21 \%$, donde las pendientes negativas son apreciablemente menores en valor absoluto.

Este es un hecho de gran trascendencia para el empleo de aceros Cr-Mo o C-Mn, bajos en carbono sometidos a tratamientos de normalizado más revenido, ya que la elección, por ejemplo, de un acero AM.22Mn5 ($0,205 \%$ C) en vez de un AM.18Mn5 ($0,18 \%$ C) nos aportará aumentos casi despreciables en cuanto a las propiedades resistivas, pero disminuciones muy notables en sus propiedades dúctiles y tenaces.

A este respecto, puede ser definitivo resaltar que para los tratamientos térmicos de normalizado y revenido, la diferencia obtenida entre los valores absolutos de la resiliencia para los aceros AM.18Mn5 y AM.22Mn5, con una diferencia entre sus contenidos de carbono de tan solo $0,025 \%$, es mayor que la obtenida entre el AM.22Mn5 y el AM.30Mn5 con una diferencia entre sus contenidos de carbono bastante mayor $0,085 \%$.

19°. La conclusión anterior nos demostró la existencia de ciertas particularidades observadas en la variación de los valores absolutos de las propiedades de carácter resistivo y de carácter dúctil y tenaz en función del contenido de carbono de los aceros estudiados, pero existen a su vez otras variaciones relativas correspondientes al efecto que el revenido ejerce sobre las propiedades obtenidas en el normalizado para cada acero, que también dependen del porcentaje de carbono de cada uno de ellos.

Respecto a ellas, las figs. 92 y 93, indican que las variaciones relativas de ambos tipos de propiedades, resistivas y dúctiles-tenaces, obtenidas para cada uno de los aceros ensayados por efecto del revenido sobre el normalizado adquieran valores tanto más elevados cuanto mayor es el con-

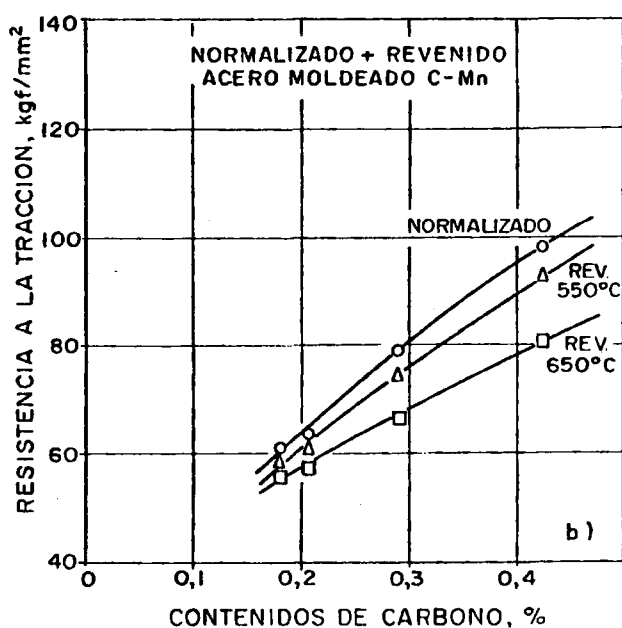
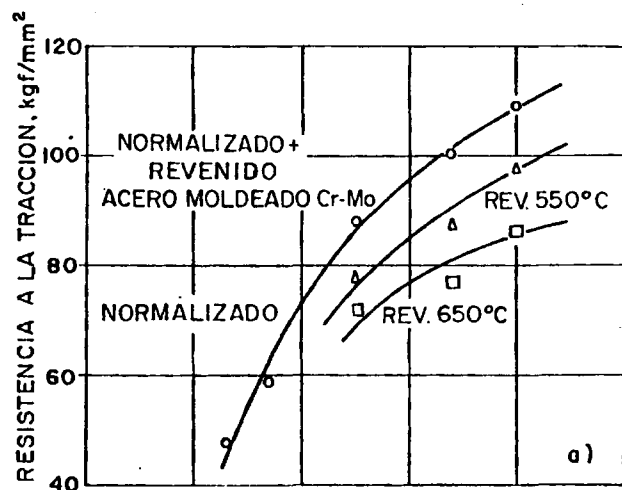


Fig. 92. Variación de la resistencia a la tracción en función del contenido de carbono para tratamientos térmicos de normalizado y revenido en los aceros de las series Cr-Mo y C-Mn.

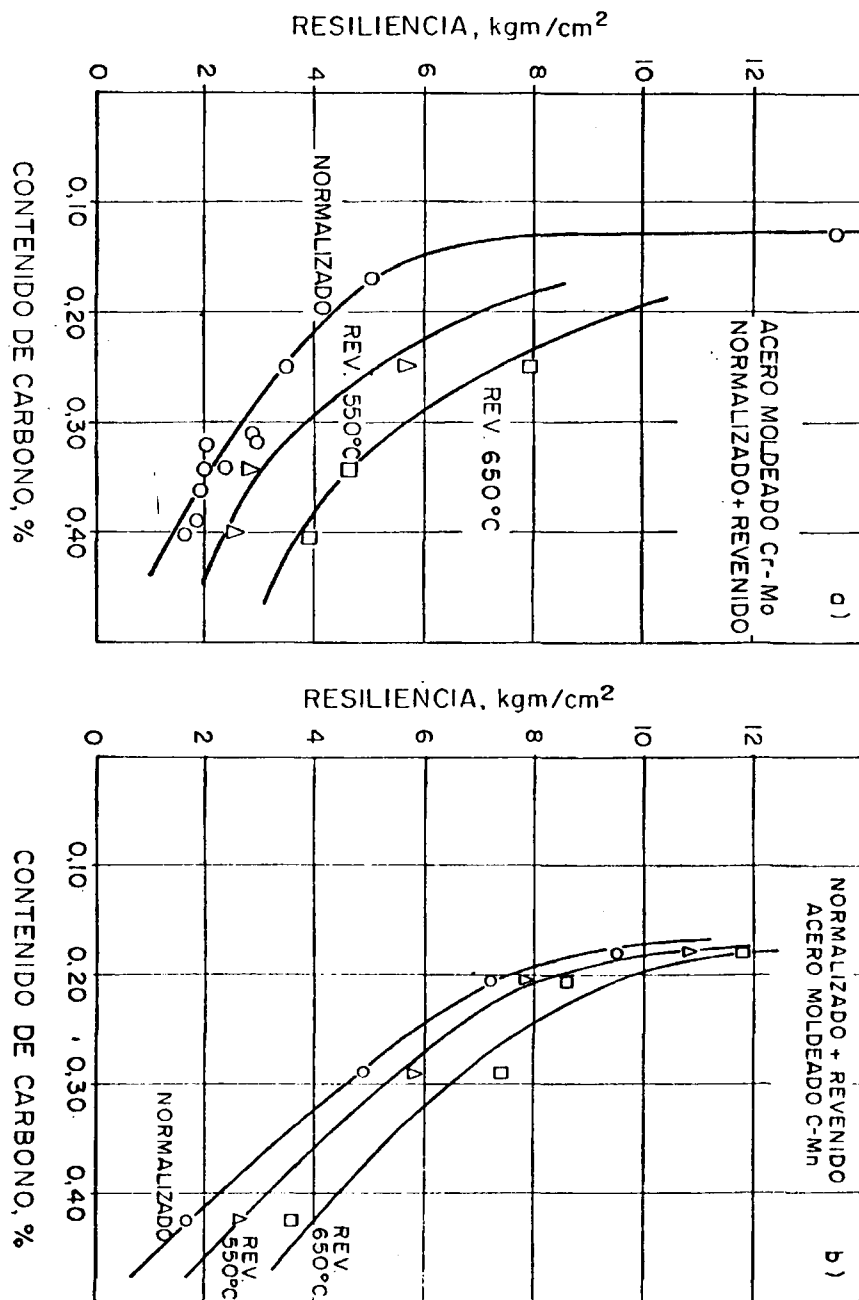


Fig. 93. Variación de la resiliencia en función del contenido de carbono para tratamientos térmicos de normalizado y revenido en los aceros de las series Cr-Mo y C-Mn.

tenido de carbono del acero. En los gráficos representados en dichas figuras, puede observarse, para ambas series de aceros, la tendencia ligeramente divergente experimentada por los haces de curvas representados, en función de contenidos crecientes de carbono, que unido a la propia disminución de los valores absolutos de las propiedades dúctiles-tenaces y aumento de las resistivas, demuestra claramente el mayor efecto relativo del revenido sobre el normalizado para los aceros de contenido de carbono más elevado.

Este hecho, demostrado experimentalmente, puede justificar, en ciertos casos, el empleo del tratamiento de normalizado más revenido en aceros de contenidos de carbono superiores.

20°. Comparados los efectos del tratamiento térmico de revenido sobre el de normalizado, producidos en ambas series de aceros, Cr-Mo y C-Mn, se observa que dichos efectos, reflejados por las variaciones relativas de las propiedades mecánicas son sustancialmente mayores en la serie del Cr-Mo que en la del C-Mn.

21°. A lo largo del texto de este trabajo, ha sido señalado repetidas veces que el tratamiento térmico de revenido fue concebido para ser realizado fundamentalmente sobre estructuras de temple, alcanzando así su máxima expresión y efectividad. Este es un hecho demostrado experimentalmente en los aceros moldeados de baja aleación Cr-Mo y C-Mn, empleados en este estudio, en el que se ha conseguido, mediante dichos tratamientos de temple más revenido, especialmente revenidos a alta temperatura (tenaces), una combinación óptima de propiedades resistivas, dúctiles y tenaces.

22°. Del estudio de temple más revenido, realizado sobre los aceros de ambas series Cr-Mo y C-Mn y reflejado en los diagramas de revenido de las Figs. 35 a 43, se desprende que la

variación de las propiedades mecánicas por efecto del revenido a temperaturas crecientes sigue, cualitativamente, la misma conducta general de aumento de propiedades dúctiles y tenaces y disminución simultánea de propiedades resistivas, que la observada y analizada anteriormente en el estudio de normalizado más revenido.

No obstante, ha sido confirmado experimentalmente que la importancia de los efectos producidos por el revenido sobre los aceros en estado de temple (martensíticos) son muy superiores a los producidos por idénticos revenidos sobre los mismos aceros en estado de normalizado.

Aunque éste es un hecho fácilmente demostrable por simple comparación entre ambos tipos de diagramas de revenido, señalaremos que:

i) Las variaciones relativas máximas de las propiedades mecánicas de resistencia desde el estado de normalizado por efecto del revenido a 650°C, oscilan entre 5 % y 35 %, mientras que idénticas variaciones desde el estado de temple adquiere valores entre 35 % y 80 %.

ii) Las variaciones relativas máximas de las propiedades mecánicas de ductilidad y tenacidad desde el estado de normalizado por efecto del revenido a 650°C, oscilan entre 10 % y 350 %, mientras que para el estado de temple, oscilan entre 50 % y 1000 %.

23°. De las cifras anteriormente indicadas, se puede deducir también que el efecto del revenido tenaz sobre estructuras de temple produce, igual que en el normalizado, variaciones relativas más sustanciales sobre las propiedades tenaces y dúctiles (Alargamiento, Estricción y Resiliencia) que sobre las propiedades de resistencia (Dureza, Resistencia a la Tracción y Límite Elástico), lo cual es realmente importante en la práctica habitual para conseguir el compromiso óptimo de ambos tipos de propiedades, logrando aumentos más considerables, por efecto del revenido, sobre las propiedades insuficientemente

dotadas procedentes del estado de temple (dúctiles y tenaces), a la vez que disminuyen en menor proporción las propiedades de resistencia, cuyos valores en estado de temple son por sí mismos, muy elevados. De esta forma, el tratamiento térmico de temple más revenido tenaz (650°C), permitirá conseguir en los aceros ensayados la combinación óptima de propiedades mecánicas de resistencia, ductilidad y tenacidad.

24°. En los diagramas de revenido procedentes de temple, para los aceros de la serie Cr-Mo, al contrario de lo que sucedía para el normalizado, las variaciones relativas de las propiedades mecánicas de resistencia, permanecen sensiblemente constantes para todos los aceros ensayados, sin aumentar de forma significativa con el contenido de carbono, a excepción del AM.14CrMo4, cuyas variaciones resultan algo inferiores, Fig. 94.a), debido sin duda, a que por su baja templabilidad, se obtienen en el temple estructuras, mezcla de martensita y bainita, sobre las que el efecto del revenido es menos acentuado.

Sin embargo, para la serie del C-Mn, la variación relativa de propiedades resistivas, sí aumenta para contenidos crecientes de carbono, tal como demuestra la tendencia divergente del haz de curvas $R = f(\% C)$ de la Fig. 94.b.

Respecto a las propiedades dúctiles y tenaces, se observa, en ambas series de aceros, Fig. 95, un aumento progresivo de las variaciones relativas máximas con el contenido de carbono, más acentuado incluso en la serie Cr-Mo que en la C-Mn.

Como ejemplo ilustrativo de este fenómeno, se puede señalar que, las variaciones relativas máximas de la resiliencia, como representativa de las propiedades dúctiles y tenaces, alcanza en el acero AM.18CrMo4 (0,17 % C) un valor de 244 % y en el AM.42CrMo4 (0,40 % C) de 1000 %, mientras que para la serie C-Mn, la variación relativa máxima de la misma propiedad es de 250 % para el AM.18Mn5 (0,18 % C) y 800% para el AM.40Mn5 (0,43 % C).

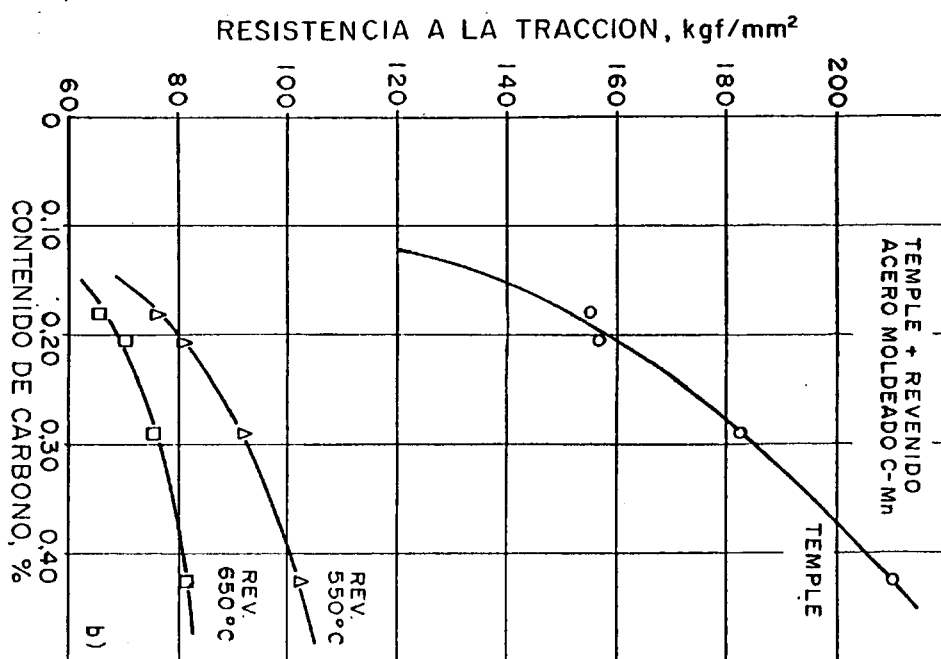
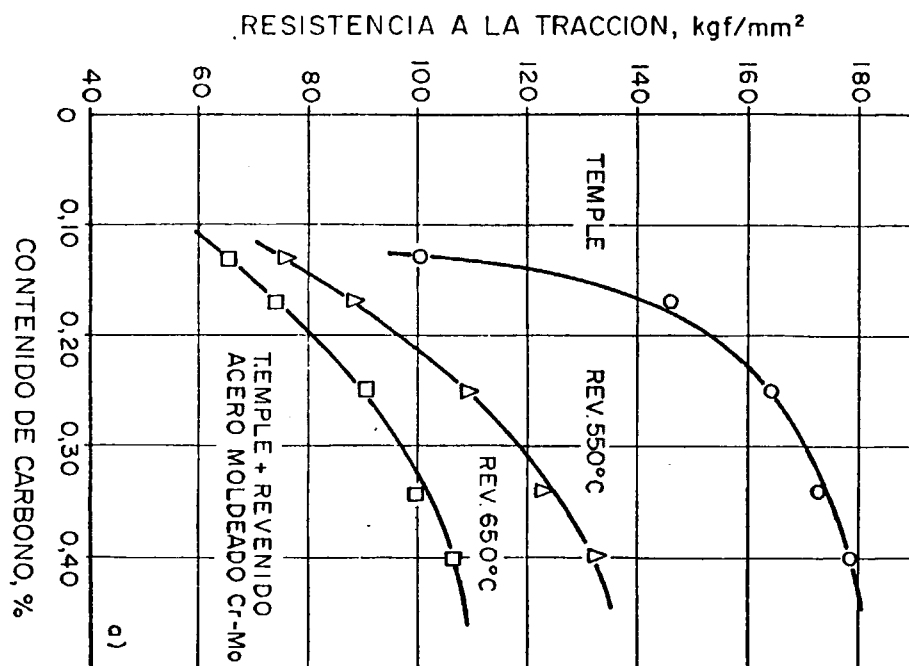


Fig. 94. Variación de la resistencia a la tracción en función del contenido de carbono para tratamientos térmicos de temple y revenido en los aceros de las series Cr-Mn y C.

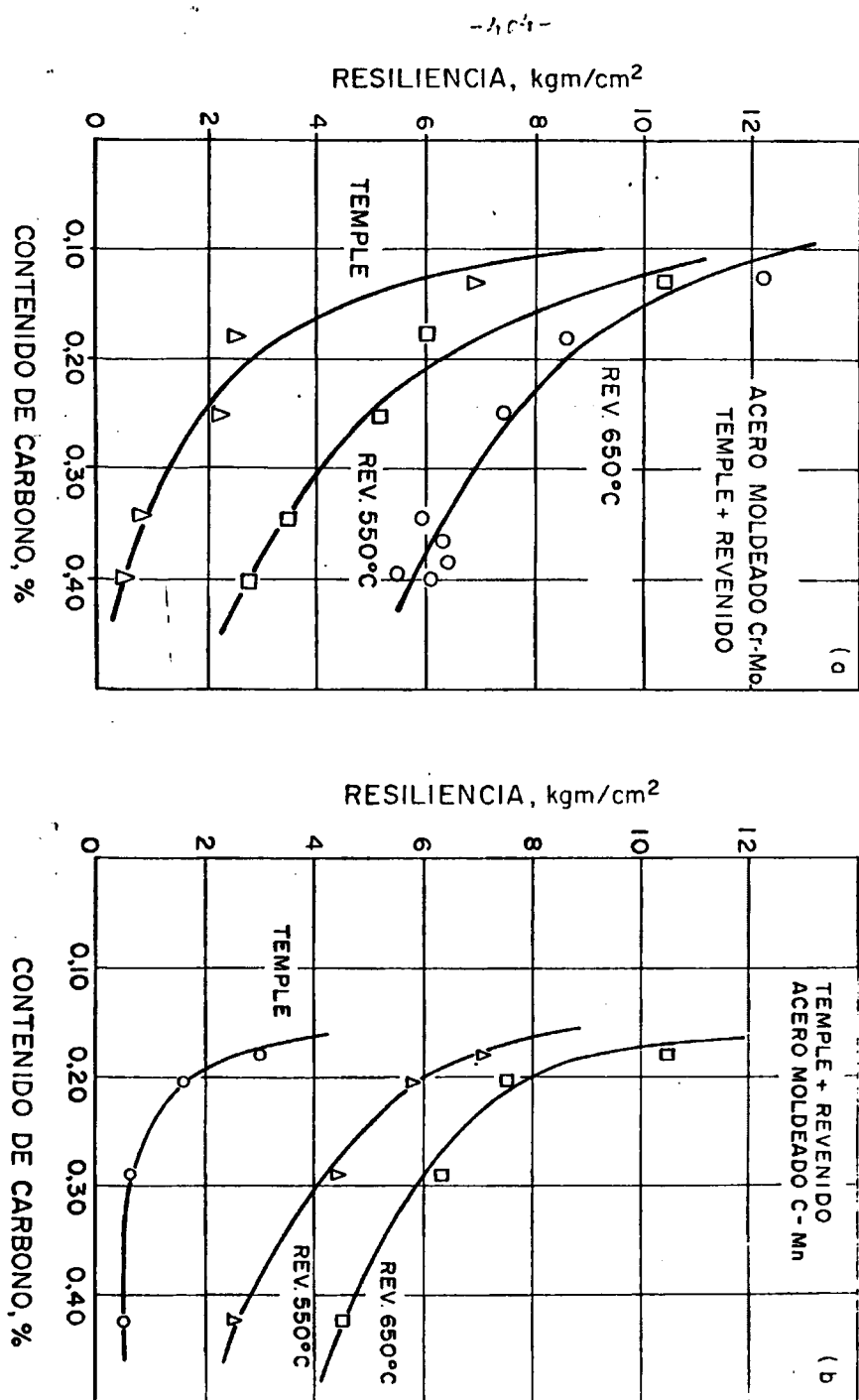


Fig. 95. Variación de la resiliencia en función del contenido de carbono para tratamientos térmicos de temple y revenido en los aceros de las series Cr-Mo y C-Mn.

25°. En líneas generales, comparados los efectos que el tratamiento térmico de revenido ejerce sobre el de temple para los aceros de ambas series, se puede concluir que tales efectos, reflejados por las variaciones relativas de las propiedades mecánicas, son algo más elevados respecto a las propiedades dúctiles y tenaces en la serie del Cr-Mo que en la del C-Mn, al contrario de lo que sucede con las propiedades resistivas.

26°. Respecto a las curvas de variación de los valores absolutos de las propiedades mecánicas en función del contenido de carbono, obtenidas para tratamientos térmicos de temple más revenido sobre cada uno de los aceros ensayados de ambas series, representadas en las Figs. 94 y 95, se demuestra, igual que para los tratamientos de normalizado más revenido, que:

i) El aumento de las propiedades resistivas en función del contenido de carbono, se realiza de una forma progresiva y con cierta uniformidad en la variación, dentro del intervalo de porcentajes de carbono considerado, es decir, las curvas $R = f (\% C)$ para T + R mantienen a lo largo de dicho intervalo, una variación de pendiente bastante uniforme.

ii) La disminución de las propiedades dúctiles y tenaces en función del contenido de carbono, no mantiene una uniformidad a lo largo de todo el intervalo de porcentajes de carbono considerado, sino que se produce en dos zonas perfectamente definidas y diferenciadas por la variación brusca de pendiente en las curvas $KCU = f (\% C)$ para T + R.

En la primera, correspondiente a aceros de bajo contenido de carbono (aproximadamente $\leq 0,21 \%$ para la serie Cr-Mo y $\leq 0,18 \%$ para la serie C-Mn), la curva $KCU = f (\% C)$, posee pendientes negativas altas, mientras que en la segunda, correspondiente a porcentajes de carbono superiores ($> 0,21 \%$ para los Cr-Mo y $> 0,18 \%$ para los C-Mn), las pen-

dientes negativas son en valor absoluto, apreciablemente menores.

De esta forma, cuando nos movemos en los niveles bajos de carbono, una pequeña variación en ellos actúa fuertemente sobre las propiedades mecánicas de temple y revenido de carácter dúctil y tenaz y muy ligeramente en las propiedades resistivas correspondientes a idénticos tratamientos.

En este sentido puede ser igualmente válido el ejemplo que se citó en la conclusión 18ª para resaltar este fenómeno, ya que la diferencia obtenida entre los valores absolutos de la resiliencia para los tratamientos térmicos de temple más revenido en los aceros AM.18Mn5 y AM.22Mn5, con una diferencia en sus contenidos de carbono de tan solo 0,025%, es mayor que la obtenida entre el AM.22Mn5 y el AM.30Mn5 para iguales tratamientos pero con una diferencia entre sus contenidos de carbono de 0,085%.

27°. Existen no pocas veces dudas justificadas sobre qué tratamiento térmico debe darse a una pieza de acero moldeado de baja aleación cuando se puede escoger entre un normalizado más revenido que proporciona ciertas facilidades en la mecanización posterior o un temple más revenido que, para piezas grandes, puede tener problemas de templabilidad e incluso de agrietamiento por efecto de masa.

Contestar esto de una forma general no sería posible sin antes conocer qué exigencias de propiedades mecánicas serán necesarias durante el empleo de la pieza fabricada; quizás sea más ilustrativo comparar los resultados obtenidos en los tratamientos térmicos de N + R 650°C y T + R 650°C, para los aceros de las series Cr-Mo y C-Mn y de dicha comparación se puede deducir las siguientes conclusiones:

i) Los valores absolutos de las propiedades mecánicas de resistencia para el tratamiento de T + R 650°C son mayores que para el N + R 650°C en todos los aceros de las dos series.

ii) Respecto a la resiliencia, los aceros de ambas series con mayor contenido de carbono tienen para T + R 650°C, valores absolutos mayores que para N + R 650°C; en aceros con carbono inferior, para ambos tipos de tratamientos, los valores absolutos son muy elevados aunque siempre mayores los correspondientes a N + R 650°C.

28°. Como consecuencia de todo lo señalado anteriormente y dada la gran variedad de combinaciones que se pueden conseguir sobre el binomio propiedades resistivas-propiedades dúctiles-tenaces, mediante tratamientos térmicos diferentes, no parece lógico ni aconsejable asignar "a priori" un tratamiento térmico específico como el más idóneo en términos absolutos para un acero determinado si no se conocen perfectamente las magnitudes que se le van a exigir a una pieza para un uso determinado.

No obstante y de forma general, se puede indicar, que para los aceros moldeados de mayor contenido de carbono son efectivos ambos tipos de tratamientos térmicos, N + Revenido y T + Revenido tenaz aunque, entre los dos, es más recomendable el último ya que permite conseguir propiedades de resistencia y resiliencia más elevadas a pesar de que sus propiedades dúctiles disminuyan apreciablemente, lo cual, por otra parte, no tiene una importancia decisiva, puesto que aún se mantienen a niveles aceptables.

Para aceros de bajo contenido de carbono, el tratamiento de normalizado más revenido está totalmente injustificado en cuanto a propiedades mecánicas se refiere, dado que por temple y revenido tenaz, aumentan considerablemente todas las propiedades resistivas, precisamente las peor dota-

das en estos aceros, disminuyendo muy poco las propiedades de ductilidad y tenacidad, lo cual no comporta ninguna desventaja práctica ya que en dichos aceros, estas propiedades son por sí mismas suficientemente elevadas.

29°. De las conclusiones precedentes se desprende la gran importancia que desempeña el tratamiento térmico de temple en el estudio de las propiedades mecánicas; existe un hecho demostrado experimentalmente que exige a este tratamiento una condición esencial para que al ser sometido a posteriores revenidos alcance los niveles de propiedades que les caracterizan. Esta condición es la de conseguir por efecto de temple una estructura totalmente martensítica única que hace realmente eficaces los tratamientos posteriores de revenido.

30°. El estudio de la templabilidad nos permite conocer con exactitud las posibilidades reales para que una pieza de acero de composición y forma geométrica determinadas, alcance, después de ser templada en un medio adecuado, una estructura totalmente martensítica en toda su masa.

La comparación entre las curvas de templabilidad de los aceros de las series Cr-Mo y C-Mn ensayados (Figs. 47 a 50Y y entre los parámetros calculados y representados en las Tablas XXXVII y XXXVIII, demuestran que la dureza máxima obtenida en el extremo templado de la probeta depende fundamentalmente del porcentaje de carbono de cada acero y no de los contenidos de elementos aleantes.

31°. La misma comparación entre Tablas y Figuras revela que al contrario que la dureza máxima, la templabilidad de los aceros, dependerá decisivamente del porcentaje de elementos aleantes. Basta comparar sobre este aspecto las mayores templabilidades obtenidas en los aceros de la serie Cr-Mo comparados con sus homólogos en porcentaje de carbono de la serie C-Mn.

Mediante dicha comparación, se llega a resultados tan significativos y convincentes como que el acero

AM.18CrMo4 (0,17 % C) posee mayor templabilidad para el 99 % y 50 % de martensita que los aceros AM.18Mn5 (0,18 % C) y AM.22Mn5 (0,20 % C) e incluso llega a ser superior que la del AM.30Mn5 (0,29 % C) para el 50 % de martensita e igual para el 99 %.

De esta forma se puede concluir que la adición de contenidos de elementos aleantes comprendidos entre 0,75 % - 1,10 % de Cromo y 0,20 % - 0,28 % de Molibdeno sobre aceros con igual porcentaje de carbono, aumenta mucho más su templabilidad que la adición de 1,25 % - 1,50 % de manganeso.

32°. Dentro de cada serie, donde los elementos aleantes permanecen a niveles semejantes, la templabilidad aumenta con el contenido de carbono de cada acero.

33°. Del estudio de las curvas experimentales de ductilidad-fragilidad de los aceros ensayados a bajas temperaturas de las series Cr-Mo y C-Mn, para tratamientos térmicos de normalizado y temple más revenido tenaz, representadas en las Figs. 59 y 60 y los valores de las temperaturas de transición calculados a partir de ellas, reflejados en las Tablas XL y XLI, se desprende que la microestructura conseguida después del tratamiento térmico del acero estructura final es la variable fundamental en la evolución de las curvas de ductilidad-fragilidad y sus correspondientes temperaturas de transición.

En todos los aceros de ambas series se verifica que las temperaturas de transición disminuyen considerablemente para el tratamiento térmico de temple y revenido tenaz (650°C) comparadas con las de normalizado, lo cual confirma una vez más, el carácter tenaz de la estructura ferrita-cementita globular alcanzada por efecto de un revenido alto sobre una estructura totalmente martensítica.

34°. La composición química tiene también un efecto decisivo sobre la temperatura de transición. En general, para iguales contenidos de elementos aleantes, la temperatura de transición aumenta con el contenido de carbono de aceros con idénti-

cos tratamientos térmicos (Tablas XL y XLI).

La serie de aceros C-Mn cumple perfectamente esta ley general de variación tanto para el tratamiento de normalizado como para el de temple y revenido tenaz; sin embargo, la serie Cr-Mo acusa una anomalía en la temperatura de transición obtenida para el acero AM.18CrMo4 para el tratamiento de temple y revenido, la cual puede ser justificada por una microestructura de temple y revenido en la que existen grandes granos ferríticos con precipitación de carburos en sus límites y en zonas dispersas bajo forma globulizada.

35°. Cabe destacar la excelente temperatura de transición del acero AM.25CrMo4 obtenida para tratamiento térmico de temple en aceite y revenido a 650°C. Este valor por sí mismo justifica su elección y desarrollo en el campo de aceros ferríticos para uso a bajas temperaturas.

36°. De los resultados reflejados en las Figs. 61 a 64 sobre el estudio de la influencia del tiempo de mantenimiento a diferentes temperaturas de revenido sobre los aceros de las series Cr-Mo y C-Mn en estado inicial de temple, se puede deducir que, para una temperatura de revenido determinada, el aumento del tiempo de permanencia en ella disminuye la dureza final del acero. No obstante y aunque esta afirmación es válida para todos los aceros y todas las temperaturas de revenido (siempre menores, lógicamente que A_{c1}), se comprueba las mayores pendientes negativas de las curvas correspondientes al revenido más alto (650°C), lo cual es perfectamente explicable si recordamos que el revenido se desarrolla según un proceso de difusión en el cual sus variables fundamentales son el tiempo y la temperatura, siendo ésta última la más efectiva. Este hecho es de gran importancia práctica si consideramos que los tiempos de mantenimiento para un tratamiento industrial no deben ni pueden ser excesivamente prolongados por encarecer excesivamente el proceso. Siempre será más rentable y eficaz aumentar convenientemente la temperatura de revenido en lugar del tiempo de mantenimiento.

37°. El estudio metalográfico completo de las microestructuras generadas por tratamientos térmicos, representado para todos los aceros ensayados en las Figs. 65 a 72, es decisivo como método de apoyo capaz de dar consistencia e interpretación a muchas de las conclusiones experimentales sobre propiedades mecánicas enunciadas anteriormente.

En dicho estudio metalográfico se puede observar que los aceros más bajos en contenidos de carbono de ambas series (AM.18CrMo4; AM.18Mn5 y AM.22Mn5) poseen en estado de normalizado microestructuras formadas por ferrita-perlita, mientras que para los aceros de contenidos de carbono superiores de la serie Cr-Mo, los microconstituyentes de normalizado son ferrita-bainita superior y en la C-Mn ferrita-perlita fina.

Estas diferentes microestructuras de normalizado según el porcentaje de carbono de cada acero justifica y explica una de las conclusiones anteriores que reflejaba el hecho experimental de un mayor efecto del revenido sobre la estructura de normalizado en aceros de contenidos de carbono más elevados.

Con la observación de las microestructuras de N + Revenidos tenaces de los aceros de ambas series, se puede confirmar por qué el efecto de un revenido tenaz sobre una estructura de ferrita-perlita (estructura típica de normalizado para los aceros bajos en carbono) es realmente poco importante, apreciándose tan solo una precipitación de carburos de forma puntual en algunas zonas de perlita más fina; sin embargo las microestructuras de idénticos tratamientos para aceros con contenidos de carbono superiores, muestran que el efecto del revenido tenaz sobre estructuras de ferrita-perlita muy fina, o ferrita-bainita superior, es más acentuado, aún siempre dentro de pequeñas modificaciones, dando lugar a una precipitación puntual más acusada de carburos con formación aislada de glóbulos.

La explicación teórica de estos fenómenos que evidencian nuestros resultados experimentales podría ser:

i) De los microconstituyentes obtenidos por transformación de la austenita en sus tres reacciones, perlita, bainita y martensita, la primera es la más estable energéticamente y por tanto la que tiene menor capacidad de transformación en el proceso de estabilización por efecto del revenido.

ii) En general, la ferrita que forma parte de la perlita no está sobresaturada de carbono, por lo que el proceso de precipitación, si existe es muy pequeño. De esta forma, el proceso de estabilización de la perlita se realiza simplemente por cambio de forma y crecimiento de los granos durante el calentamiento, en el que las láminas de cementita tienden a globulizarse y coalescer.

iii) Para que se produzca la estabilización de la perlita, será necesario calentarla a temperaturas superiores a las de su formación e inferiores lógicamente a las del punto crítico A_{C1} . De esta forma y dado que, como se ve en los diagramas TTT de estos aceros, las temperaturas de formación de la perlita por enfriamiento en aire son superiores a 500°C, las temperaturas de revenido válidas para la estabilización de la perlita, tienen un intervalo muy reducido (mayor de 500°C y menor de A_{C1}).

Debido a ello, el efecto relativo del revenido sobre el estado de normalizado, reflejado por las variaciones máximas de sus propiedades mecánicas de carácter resistivo, dúctil y tenaz, es mayor para los aceros de contenidos de carbono superior que en estado de normalizado, poseen microestructuras más inestables energéticamente y como consecuencia con mayores posibilidades de estabilización durante el tratamiento térmico de revenido tenaz.

38°. De las mismas consideraciones teóricas, se desprende una conclusión importante y no mencionada hasta ahora, las temperaturas de revenido inferiores a 500°C no tienen prácticamente ningún efecto microestructural sobre las estructuras de normalizado de los aceros ensayados más bajos en carbono y un efecto muy pequeño sobre los más altos en carbono, por lo que su efecto sobre variación de propiedades mecánicas, es también prácticamente despreciable.

39°. Los mismos razonamientos empleados anteriormente, son válidos también para confirmar la conclusión experimental enunciada anteriormente que demostraba mayores efectos relativos del revenido sobre estructuras de normalizado en los aceros de la serie Cr-Mo que en los de la serie C-Mn, ya que las microestructuras de normalizado para los aceros Cr-Mo formadas por ferrita-perlita o ferrita-bainita superior, según su % C; son más inestables que las de ferrita-perlita normal o fina obtenidas para los C-Mn y por tanto, la capacidad de variación relativa de propiedades mecánicas, será mayor en los aceros de la serie Cr-Mo, puesto que mayor es su posibilidad de estabilización microestructural por efecto de los revenidos tenaces.

En este sentido podemos añadir que aunque la estabilización de la bainita, requiere al igual que para otros constituyentes, calentamientos por encima de su temperatura de formación, dicho proceso difiere básicamente del de la estabilización de la perlita, ya que:

- 1) La ferrita que forma parte de la bainita por estar excesivamente enriquecida de carbono, puede precipitarlo durante el calentamiento, dando origen a la formación de una fase intermedia de carburos no estequiométricos y a la transformación final en cementita, todo ello de forma simultánea con la globulización y crecimiento de la cementita. Por consiguiente en el proceso de estabilización de la bainita coexisten, una precipitación de carbono y un cambio de forma y crecimiento de la cementita.

ii) Las temperaturas mínimas de estabilización de la bainita para un acero determinado, son inferiores que las de la perlita ya que lo son también sus temperaturas de formación para una misma velocidad de enfriamiento (ver diagrama TTT).

40°. Aunque como ya se ha indicado el efecto relativo de un revenido sobre la estructura de normalizado es más acusado para los aceros altos en carbono, esto no significa evidentemente que, en términos absolutos, la microestructura final de un acero alto en carbono sometido a tratamiento térmico de N + R 650°C, sea más estable que la de un acero bajo en carbono sometido al mismo tratamiento. Lo que sucede es que en los aceros que en estado de normalizado poseen por sí mismos una estructura altamente estable, si se les somete posteriormente a un nuevo proceso térmico de estabilización (revenido), su variación será pequeña, tal vez despreciable a nivel microestructural observado en microscopía óptica, pero como ya se demostró experimentalmente su estado energético final es más bajo que el de un acero con mayor contenido de carbono.

Esto confirma los aumentos de propiedades dúctiles y tenaces y disminución de propiedades resistivas que experimentan los aceros a igualdad de tratamiento térmico, para contenidos decrecientes de carbono.

41°. En el mismo estudio metalográfico representado en las Figs. 65 a 72, se puede comprobar que las microestructuras obtenidas por tratamiento térmico de temple son totalmente martensíticas para todos los aceros ensayados de ambas series, Cr-Mo y C-Mn, a excepción del acero AM.18CrMo4 que, a pesar de ser fundamentalmente martensítico, presenta algunas zonas dispersas de bainita acicular de baja temperatura de transformación.

El estudio metalográfico nos confirma así que se cumplen las condiciones fundamentales exigidas al tratamiento de temple para lograr, por efecto de revenidos posteriores, la mejor combinación entre propiedades de resistencia, dúctiles y tenaces, es decir, obtener microestructuras totalmente martensíticas.

42°. La observación de las microestructuras de temple más revenidos efectuados a bajas temperaturas (350°C, 450°C), muestran que, contrariamente a lo que sucedía en el normalizado, estos revenidos tienen ya desde bajas temperaturas, efectos apreciables a nivel microestructural sobre el estado de temple.

Dichos efectos que responden a la precipitación inicial de carbono de la red α sobresaturada y formación primaria de cementita localizada dentro y en los bordes de grano de las agujas martensíticas, siempre tendiendo hacia un mayor nivel de estabilidad (menor energía) en la microestructura, se corresponden con los aumentos de propiedades dúctiles y tenaces y disminución de las resistivas obtenidas para todos los aceros templados y revenidos comparándolas con sus correspondientes valores en el estado inicial de temple.

43°. En el Capítulo VI, se realizó una extensa descripción del proceso de estabilización de la martensita por efecto del revenido, analizando separadamente cada una de las tres etapas, función de la temperatura, de que se compone dicho proceso hasta alcanzar su estado inicial de mínima energía correspondiente a una microestructura formada por ferrita y cementita globulizada.

Siendo la martensita una microestructura termodinámicamente metaestable que posee propiedades resistivas extraordinariamente elevadas a la vez que propiedades dúctiles y tenaces prácticamente nulas y considerando que su esta-

bilización por medio del revenido se produce según un proceso de difusión del carbono sobresaturado en la red tetragonal α , el aumento del tiempo y temperatura a la que se realice dicho tratamiento permite conseguir niveles de mayor estabilidad en la estructura y por consiguiente, aumentan las propiedades tenaces y dúctiles y disminuyen las de resistencia.

Estos mayores niveles de estabilización se evidencian perfectamente comparando las micrografías de los aceros ensayados para la amplia secuencia de tratamientos de revenido efectuados. En ellas se observa que para cada acero, a medida que se aumenta la temperatura de revenido permaneciendo constante el tiempo de mantenimiento, se va intensificando la precipitación de carburo de hierro (cementita) aumentando a la vez su coalescencia y globulización.

44°. De la misma forma que para los tratamientos de normalizado más revenido, el efecto relativo sobre el estado de temple de un revenido tenaz (650°C), es más acusado para aceros de contenidos de carbono superiores, en especial en lo que se refiere a las variaciones relativas máximas de las propiedades mecánicas de carácter dúctil y tenaz. Si bien este efecto es muy exagerado a causa de lo bajos, casi nulos, valores de estas propiedades en estado de temple para los aceros más altos en carbono, ello es debido a los diferentes grados de metaestabilidad que posee la microestructura martensítica, único constituyente de temple, en función del contenido de carbono.

Para contenidos de carbono elevados, la distorsión producida sobre la red cúbica α , para dar origen a la red tetragonal α durante el proceso de transformación de la austenita en martensita, aumenta considerablemente y como consecuencia aumenta la metaestabilidad propia de las estructuras martensíticas. Este fenómeno no tiene una influencia determinada a nivel micrográfico, aunque generalmente, en la observación visual, las microestructuras de temple de los aceros de contenido de carbono más elevados, muestran agujas

más finas y empastadas que las de contenidos inferiores que se revelan más amplias y en algunas ocasiones con pequeñas diferencias de coloración, como puede apreciarse en las micrografías de temple de las Figs. 65 a 72.

De esta forma, al partir para los aceros más altos en contenido de carbono en estado de temple de microestructuras más metaestables (de mayor nivel de energía libre), el efecto relativo que el tratamiento térmico de revenido ejerza sobre ellas será más acusado que el correspondiente ejercido por iguales temperaturas y tiempos de revenido sobre aceros más bajos en carbono (con microestructuras de temple de nivel inferior de metaestabilidad).

De esta forma se confirma que la variación relativa de propiedades mecánicas y particularmente de las de carácter dúctil y tenaz, es más acusada para aceros con mayores contenidos de carbono.

45°. Análogamente y bajo las mismas consideraciones teóricas que en el caso de normalizado más revenido podemos afirmar ahora que aunque el efecto relativo del revenido sobre el temple es más acusado para aceros con contenidos mayores de carbono, el nivel más bajo de energía en valor absoluto (máxima estabilización) se alcanza a igualdad de tratamiento térmico de revenido en los aceros de contenido de carbono inferior.

Este fenómeno se revela con toda claridad a nivel microestructural con solo comparar las micrografías en estado de temple y revenido tenaz para los aceros de alto y bajo contenido de carbono de ambas series. En ellas se puede observar una microestructura común a todos, formada por ferrita y cementita, pero el grado de globulización es más acentuado en los aceros más bajos en contenido de carbono.

Esto justifica y confirma el gran aumento que experimentan los valores absolutos de las propiedades dúctiles y tenaces, a igualdad de tratamiento térmico, para contenidos decrecientes de carbono y la gran importancia que sobre las propiedades mecánicas tiene la microestructura final de un acero y el grado de estabilidad alcanzado en ella.

46°. La explicación del hecho experimental expuesto en conclusiones anteriores por el cual se establece que las microestructuras de temple más revenido tenaz, poseen valores absolutos de resiliencia, superiores a los de normalizado más revenido tenaz en los aceros de contenido de carbono más elevados, es difícil orientarla estrictamente bajo criterios de mayor o menor nivel de estabilidad entre dichas microestructuras finales, ya que, si bien intuitivamente pudiera parecer que la correspondiente al N + R 650°C debería ser más estable en términos absolutos que la del T + R 650°C. No obstante, existe una clara diferencia microestructural visible al comparar en el AM.40Mn5, por ejemplo, las micrografías del T + R 650°C y N + R 650°C. Dichas diferencias son debidas a una mayor homogeneidad de microestructura y uniformidad en la distribución de los microconstituyentes en el T + R a 650°C.

Esta diferencia microestructural puede ser de gran importancia en la absorción de energía que experimenta una probeta entallada en la rotura por choque a flexión, ya que la propagación de la rotura desde la entalla por descohesión se verá más dificultada e impedida en un acero de microestructura homogénea con microconstituyentes uniformemente distribuidos (T + R 650°C), dando lugar a valores más altos de resiliencia, que en una microestructura en la cual la descohesión es más fácil por ser menos homogénea.

47°. El hecho de presentar en un trabajo los diagramas experimentales tiempo-temperatura-transformación (TTT) en enfriamiento continuo de forma sistemática para los aceros moldeados

de las series Cr-Mo y C-Mn, no tiene precedentes en la extensa bibliografía consultada y creemos que, por sí mismo, reviste una extraordinaria importancia y representa la conclusión experimental de mayor valor en el contexto general del trabajo. La información obtenida de estos diagramas no es únicamente de carácter cualitativo, sino que además permite conocer, mediante el estudio metalográfico adicional, los porcentajes de los microconstituyentes presentes en una determinada estructura generada por enfriamiento continuo a una velocidad determinada. Aún más, ofrece la posibilidad de estimar las variaciones que deben sufrir dichas velocidades de enfriamiento para conseguir obtener una microestructura o mezcla de estructuras que por el análisis anterior de sus propiedades mecánicas se haya considerado más idónea.

48°. Las Figs. 80 a 87, representan los diagramas experimentales TTT de enfriamiento continuo, las curvas de porcentajes de estructura y dureza en función de los tiempos de enfriamiento entre 800 y 500°C y el estudio metalográfico sobre probetas de dilatometría para los ocho aceros ensayados de las series Cr-Mo y C-Mn.

Analizar aislada e individualmente cada uno de estos diagramas, sería reincidir en lo que ya, a niveles gráficos es suficientemente evidente y representativo, sobre todo si consideramos que el auténtico valor de ellos está en función de sus posibilidades reales de aplicación.

En este sentido, podemos concluir que las microestructuras obtenidas por efecto de la amplia variedad de tratamientos térmicos efectuados a diferentes velocidades de enfriamiento sobre los aceros ensayados en este trabajo y reflejadas en el estudio metalográfico del Capítulo VIII, revelan una coincidencia notable con las microestructuras que de forma teórica se pueden predeterminar por aplicación directa de sus correspondientes diagramas TTT.

49°. La expresividad conceptual de los índices K de enfriamiento crítico los convierte en los parámetros de enfriamiento más apropiados para el estudio y comparación de los diagramas TTT de enfriamiento continuo de los distintos aceros ensayados y su utilidad en la comparación de aceros para decidir su empleo más específico o conocimiento de acuerdo con el uso a que se destinen.

En este sentido, las Figs. 89 y 90, demuestran la evolución creciente de los valores de los tres índices K_m , K_f y K_p , a medida que aumenta el contenido en carbono de los aceros de cada una de las dos series Cr-Mo y C-Mn.

Esta evolución creciente de los índices K, significa un desplazamiento hacia la derecha (valores mayores de tiempos de enfriamiento) de todos los frentes de transformación de los diagramas TTT, aumentando los intervalos de velocidades de enfriamiento posibles para obtener la transformación total austenita \rightarrow martensita y por tanto el consiguiente efecto de aumento de templabilidad para aceros con contenidos de carbono crecientes dentro de una serie; lo cual fue ya demostrado experimentalmente en los ensayos específicos de templabilidad Jominy.

50°. La fig. 91 representa en un diagrama conjunto los índices K de enfriamiento crítico, calculados a partir de los diagramas experimentales TTT, para los ocho aceros de ambas series ensayados en este trabajo.

De dicho estudio se desprende que los aceros con contenidos de carbono semejantes, están agrupados en tres zonas claramente definidas. Aunque la comparación global de estas zonas pone de manifiesto la tendencia general de aumento de templabilidad con el contenido creciente de carbono antes señalado para cada serie, un estudio más detallado, revela un efecto más acusado en los aceros aleados con cromo y molibdeno por ser los valores absolutos de sus tres índices K, mayores que los obtenidos para los aceros aleados con manganeso.

Esta conclusión obtenida de parámetros calculados directamente de los diagramas demuestra una vez más la correspondencia de los resultados experimentales del ensayo Jominy y los desprendidos teóricamente de los diagramas TTT.

51°. En los aceros de la serie C-Mn se observa un intervalo $\Delta t_{8/5}$ muy corto entre K_m y K_f lo que indica, como puede observarse directamente de los propios diagramas TTT, una tendencia más acusada a la transformación ferrítica en estos aceros que en los Cr-Mo. Esto lógicamente da origen a una mayor predisposición para obtener microestructuras finales, mezcla de ferrita-bainita-martensita en los aceros al manganeso, siendo difícil conseguir las estructuras de bainita-martensita libres de ferrita proeutectoide en dichos aceros, lo que sin embargo es fácilmente conseguible, en los aceros Cr-Mo.

52°. La serie Cr-Mo, muestra una característica propia de los aceros que poseen en aleación elementos que forman carburos, el notable retraso en el frente de comienzo de transformación perlítica que se desplaza en mayor proporción hacia tiempos de enfriamiento, más elevados que el frente de transformación bainítica.

Este hecho justifica que las microestructuras producidas en estos aceros por simple enfriamiento en aire (tratamientos térmicos de normalizado), tengan cantidades de bainita importantes y solo para enfriamientos a velocidades más lentas (tratamientos térmicos de recocido) se consigan microestructuras de ferrita-perlita, a diferencia de los C-Mn en los que ya para enfriamiento al aire, la microestructura final, está fundamentalmente constituida por ferrita-perlita.

53°. Los aceros de la serie Cr-Mo presentan un "hiatus" entre la zona de transformación bainítica y martensítica, el cual es muy acusado en los de mayor contenido de carbono y llega a desaparecer para el A.M.18CrMo4 .

54°. Dentro de cada serie, la temperatura M_s (comienzo de transformación martensítica) aumenta para contenidos de carbono decrecientes. Comparándose globalmente ambas series, se demuestra que los aceros C-Mn tienen temperaturas M_s inferiores que las de los Cr-Mo con contenidos semejantes de carbono. Esto hace que los primeros muestren una tendencia mayor al agrietamiento durante el desarrollo del tratamiento térmico de temple que los segundos.

B I B L I O G R A F I A

GENERAL

1. R.W. HEINE, C.R. LOPER, P.C. ROSENTHAL "Principles of Metal Casting". Ed. Mc. GRAW-HILL. 1967 U.S.A.
2. C.B. JENNI. "Basic Metallurgy: vol. 1. Principles of physical Metallurgy for Ferrous Casting". American Foundrymen's Society Training and Research Institute. Cast Metals Technology series Reading, Mass, 1969 (Addison-Wesley Publishing-Co).
3. ROESCH Y ZIMMERMANN. "Acero Moldeado". Editecnia. Madrid, 1969.
4. "Steel Castings Handboock". Ed. W. BRIGGS. 1970. Steel Founder's Society of America.
5. WLODAWER. "Directional Solidification of Steel Casting". Ed. RILEY. England, 1966.
6. R.A. FLINN. "Fundamentals of Metal Casting". Ed. ADDISON WESLEY. U.S.A., 1963.
7. V. KONDIC. "Metallurgical Principles of Founding". London, 1967. (EDWARD ARNOLD PUBLISHERS.)
8. R.E. REED-HILL. "Principios de la Metalurgia Física". Compañía Editorial Continental, S.A.. Mexico, 1971.
9. M.C. ADAMS. "Transmisión de Calor". Ed. CASTILLO. Madrid, 1964.
10. C.H. KITTEL. "Introducción a la Física del Estado Sólido". ED. REVERTE, 1.965.

11. P. BIDULYA. "Steel Foundry Practice" MIR PUBLISHERS. Moscow, 1968.
12. E. JIMENO, F.R. MORRAL. "Metalurgia General". Madrid, 1955.
13. A.I. VEINIK. "Thermodynamics for the Foundryman. London, 1968 (MACLAREN & SOUS Ltd.)
14. O. CUBACHEWSKI AND E.L. EVANS. "Metalurgical Termochemistry". New York. WILEY, 1956.
15. C.S. DARKER AND R.W. GURRY. "Physical Chemistry of Metals" New York. Mc. GRAW-HILL.Co, 1953.
16. L. LOSANA, J.M. FERRER. "Metalurgia", Ed. MARIN, Barcelona, 1951.
17. N. LINDENVALD. "La Estructura de los Metales". Ed. PRENSA UNIVERSITARIA ARGENTINA. Buenos Aires, 1972.
18. R. CALVO RODES. "Metales y Aleaciones". I.N.T.A. Madrid, 1948.
19. J.M. LASHERAS. "Tecnología del Acero". Zaragoza, 1959.
20. R. CALVO RODES. "El Acero, su Elección y Selección". I.N.T.A. Madrid, 1956.
21. "Classification del aciers moulés". CENTRE TECHNIQUE DES INDUSTRIES DE LA FONDERIE. París, 1962.

CAPITULO I

1. O. YU. KOTSYUBINSKII. "Results and Problems in the Development of the Thermal Theory of Castings Process". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1967 (10) Oct. 455-458.
2. I.S. SKALOZUB. "Holding Time in the Mould for Complicated Steel Castings". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1969 (12) Dec. 548-549.
3. H.F. BISHOP, F.A. BRANDT, W.S. PELLINI. "Solidification Mechanism of Steel Ingots". JOURNAL OF METALS, 1952, 4, n°1 Jan. 44-54.
4. N. CHWORINOFF. "Theorie der Erstarrung von Gusstücken". DIE GIEBEREI. Mai, 1940, 11, p. 201-208.
5. N. CHWORINOFF. "Theorie der Erstarrung von Gusstücken". DIE GIEBEREI. Jun, 1940, 12, p. 222-225.
6. A. OHNO. "The Solidification of Metals". Ed. CHISIN SHOKAI Co. Ltd., 1976, Japan.
7. R.W. RUDDLE. "The Solidification of Castings". Ed. THE INSTITUTE OF METALS. London, 1957.
8. G.M. DUSINBERRE. "Numerical Analysis of Heat Flow". Ed. Mc. GRAW-HILL. 1949. New Yorck.
9. H.S. CARSLAW AND J.C. JAEGER. "Conduction of Heat in Solids". 1947. Oxford (University Press).
10. C.R. INGERSOLL, O.J. ZOBEL, A.C. INGERSOLL. "The Mathematical Theory of Heat Conduction". 1948. New Yorck, London, (Mc.GRAW-HILL).
11. T.K. SHERWOOD, C.E. READ. "Applied Mathematics in Chemical Engineering". 1939. New Yorck, London (Mc. GRAW-HILL).

12. V. JA VILYK. "Use of Phase Diagramas of Alloys for Investigations of the Process Ocurring During the Formation of Castings". 1973, 19 (7), July 228-230.
13. G. SCIAMA. "Solidification des Moulages. Homothétie et Facteurs de Forme". FONDERIE. 1969 (276), Mar. 135-144.
14. G. SCIAMA. "Calcul du Temps de Refroidissement de Jets Cylindriques Coulés en Moules Métalliques. Vérifications Experimentals". FONDERIE, 1968 (268) Juin p. 267-284.
15. T.S. PIWONKA. "New Theories of Solidification". FOUNDRY, 1972, 100 (6), Jan. 60-63.
16. P.K. BASUTKAR, R.E. MILLER, R. LOPER. "Calculation of the Solidification Time of Various Alloys in Sand Moulds". A.F.S. CAST METALS RESEARCH J. 1971 (7) (3) Sep. 122-124.
17. M.C. FLEMINGS. "Solidification Processing". London, New York, 1974 (Mc. GRAW-HILL INC.).
18. J.BEECH. "The Solidification of Steel Castings". J. of the SHEFFIELD UNIVERSITY METALLURGICAL SOCIETY. 1.973 12 p. 28-33.
19. J. JAMAR. "Du Champ de Température dans le Moule lors de la Coulée et de la Solidification de l'Acier" (1^{ere} partie). FONDERIE BELGE, 1973 43 (2) 28-35.
20. J. JAMAR. "Du champ de Température dans le Moule lors de la Coulée et de la Solidification se l'Acier. (2^{eme} partie). FONDERIE BELGE, 1973 43 (3) 24-31.
21. J. JAMAR. "Du champ de Température dans le Moule lors de la Coulée et de la Solidification de l'Acier. (3^{eme} partie et fin). FONDERIE BELGE, 1973, 43 (4) 14-25.

22. J. JAMAR. "Considération sur la Cinétique de la Solidification (I)". FONDERIE BELGE, 1971, 41 (6/7 ^{Jun}/_{Jul}) 139-150.
23. J. JAMAR. "Considération sur la Cinétique de la Solidification (II)". FONDERIE BELGE, 1971 (8/9/10), 167-175.
24. J. BERRY, V. KONDIC and G. MARTIN. "Solidification Times of Simple Shaped Castings in Sand Moulds". MODERN CASTINGS, 36, n°2, Ag, 1959, p. 449.
25. G. SCIAMA. "Transmission de Chaleur et Solidification. Vue d'Ensemble sur les Méthodes de Calcul". FONDERIE, 1964, 218. Abr. 138-150.
26. G. SCIAMA. "Etude Expérimentale de la Validité d'Hypothèses Classiques en Matière de Transmission de Chaleur". Revue de Métallurgie, 1966. Nov. 889.
27. M.N. SRINIVASAN, M.R. SESH and A. RAMACHANDRAN. "Solidification of Simple Shaped Castings in Metallic Moulds". THE BRITISH FOUNDRYMAN, 1966, Jul. p. 314-321.
28. M.P. de ANDRES, S. MEDINA. "Estudio de la Solidificación de Lingotes de Acero Colados en Lingotera Metálica". Colada. 1976, vol. 9, n°6, p. 199-216.
29. LUIKOV and MIKHAILOV. "Theory of Energy and Mass Transfer Ed. PERGAMON PRESS, Ltd, 1965. London.
30. G.J. DAVIES. "Solidification and Casting". APPLIED SCIENCE PUBLISHERS, Ltd. London, 1973.
31. IVES DARDEL. "La Transmission de la Chaleur au Cours de la Solidification du Rechauffage et de la Trempe de l'Acier". Ed. REVUE DE METALLURGIE. Paris, 1964.
32. B. CHALMERS "Principles of Solidification". Ed. J. WILEY. U.S.A. 1964.

CAPITULO II

1. R.W. RUDDLE, R.A. SKINNER. "Heat Extraction at Corners and Curved Surfaces in Sand Moulds". J. INSTITUTE OF METALS, 1951, 79, 35.
2. F. GAVLICEK and P. EELINEK. "Determination of Casting Cooling Times". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1969 (6) Jun. 278-281.
3. R.D. PEHLKE. "Numerical Simulation of Casting Solidification". TRAN. AMER. FOUNDRYMEN'S SOC., 1973, 81 p. 517-528.
4. M.C. FLEMING, R. MCHABIAN. "Unidirectional Solidification". TRANS. AMER. FOUNDRYMEN'S SOC., 1970, 78 p. 388-394.
5. A.W.D. HILLS. "A Generalized Integral Profile Method for the Analysis of Unidirectional Heat Flow Solidification". TRAN. METALLURGICAL SOC. (AIME), 1969 (245) (7) July, 1471-1479.
6. A.A. ZHUKOV and V.A. SHALASHOV. "A Focussing Model of Metal Solidification and Fusion". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1972 (2) Feb. 67.
7. V.V. NAZARATIN and AL. "Kinetics of Steel Solidification in the Pasty State and the Calculation of Solidification Parameters for Castings". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1972 (12) Dec. 486-488.

CAPITULO III

1. "Physical Constants of Some Commercial Steels at Elevated Temperatures". BRITISH IRON AND STEEL RESEARCH ASSOCIATION, 1953. London (BUTTERWORTHS SCIENTIFIC PUBLICATIONS).

2. AMERICAN SOCIETY FOR METALS (A.S.M.). METALS HANDBOOK 8th EDITION, VOL. 8. "Metallography Structures and Phases Diagrams".
3. X. VIROLLE, R. CHEVRIOT, M. JEANCOLAS. "Etude Expérimentale de la Diffusivité Thermique des Matériaux de Moulage". 32^{ème} CONGRES INTERNATIONAL DE FONDERIE. Varsovia, Sep. 1965.
4. ANDREW, J.H. and GINNIE, D. "The Liquidus and Solidus Ranges of Some Commercial Steels". JOURNAL IRON AND STEEL INSTITUTE, Vol. 119, 1929 pp. 309-346.
5. KELLEY, K.K. "Contributions to Data on Theoretical Metallurgy: XIII, High Temperature Heat Content, Heat Capacity and Entropy Data for the Elements and Inorganic Compounds". U.S. BUREAU OF MINES. Bulletin 548, U.S. GOVERNMENT PRINTING OFFICE, Washington, 1960.
6. "International Critical Tables", Vol. VI, p. 196, 1929. New York (Mc. GRAW-HILL).
7. MARKS, L.S. "Mechanical Engineers Handbook".
8. "Metals Handbook". 1948 Ed. A.S.M.
9. "Handbook of Chemistry and Physics". 55th Ed. 1974-1975. CRC. PRESS.
10. "SMITHELLS METALS REFERENCE BOOK". FOURTH EDITION, vol. 3
11. "Handbook of Thermophysical Properties of Solid Materials" A. GOLDSMITH, T.E. WATERMAN ET ALL.
12. "Metal Progress Data Sheets", 1946.
13. J. WOOLMAN and R.A. MOTTRAM. "The Mechanical and Physical Properties of the British Standard Steels", Vol. 1. (The British Iron and Steel Research Association).

14. KINZEL and GRAFTS. "Alloys of Iron and Chromium, Vol. 1 Low Chromium". Ed. Mc. Graw-Hill.
15. D.V. ATTERTON. "The Apparent Thermal Conductivities of Moulding Materials at High Temperatures". JOURNAL OF THE IRON AND STEEL INSTITUTE, 1953, 174, p. 201.
16. TECHNIQUES DE L'INGENIEUR METALLURGIE.
17. E. GRIFFITHS. "The Physical Properties of a Series of Steels. Par. II". THE JOURNAL OF THE IRON STEEL INSTITUTE, 1946, n°2, vol. CLIV, p. 82-121.
18. J. WOOLMAN and R.A. MOTTRAM. "The Mechanical and Physical Properties of the British Standard en Steel", vol. 1. THE BRITISH IRON AND STEEL RESEARCH ASSOCIATION.

CAPITULO IV Y V.

1. T. ERRINGTON and H.C. MURPHY. "Effect of Coolingrate on Hardness and Microestructure in Larg Turbine Castings". 1973, 66 (10) Oct. 294-304.
2. A.W. PEUSE and R.M. HEMPHILL. "Effect of Isothermal Heat Treatment on the Ferrite Grain Size and Propertie of Larg C-Mn Steel Casting". TRANS. AMER. FOUNDRYMEN'S SOC., 1972, 80, p. 73-80.
3. M. DROUZY and M. RICHARD. "Effect des Conditions de Solidification sur la qualité des alliages de Fonderie A-u5 GT et A-s7 G". FONDERIE, 1969 (285). Dec. p. 500-504.
4. S. OKI, T. OKUMOTO and E. NIIYAMA. "The Relation Between Cooling Rate and Thermal Stress in Casting During Solidification and Subsequent Cooling". 36th INTERNATIONAL FOUNDRY CONGRESS. Belgrade, 1969. RAPORT IN CAST METALS RESEARCH J., 1970 6 (1) Mar. 15-20.

5. I.B. KOMANINE. "Formation of the Structure and Properties of Cast Alloys in the Process of Solidification". 36th INTERNATIONAL FOUNDRY CONGRES. Belgrade, 1969.
6. L.F. PORTER and D.S. DABKOUSKI. "Grain Size Control by Thermal Cycling". J. of STEEL CASTING RESEARCH, 1969 (49). Dec. 7-15.
7. T.I. RODHOUSE. "A Primer on Forging and Heat Teating. Effect of Cooling Rate on Phase Changes and Structures". PRECISION METAL, 1970 28 (2). Feb. 75-76.
8. E.T. TURKDOGAN, R.A. GRANGE. "Microsegregation in Steel". J. IRON and STEEL INSTITUTE, 1970, 208 (5). May 482-494.
9. H.L. ROES, W. WHITE. "Einfluss der Wanddicke auf das Primärgefüge und die Mechanischen Eigenschaften von Unlegiertem und Legiertem Stahlguss". 33rd INTERNATIONALER GIESSEREIKONGRES. New Delhi (India). Dec., 1966.

CAPITULO VI

1. M.P. de ANDRES SANZ. "El Diagrama Hierro-Carbono y los Fundamentos de los Tratamientos Térmicos del Acero. Ed. MONTECORVO, 1962. Madrid.
2. J. APRAIZ BARREIRO. "Tratamientos Térmicos de los Aceros" Ed. DOSSAT, 1971. Madrid.
3. BAIN, E.C. y GROSSMAN M.A. "Principle of Heat Treatment" A.S.M. OHIO (EE.UU.) (1964)
4. "Le traitement Thermique des Aciers de Construction et des Aciers a Outils". SOCIETE SUISSE DES TRAITEMENTS THERMIQUES. MICROTECNIC, S.A. Lausanne, 1970.

5. BULLENS D.K. "Steel and its Heat Treatment". Ed. WILEY. London, 1948.
6. E.A. SMOL'NIKOV. "How to Calculate Heating Time for Quenching". METAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT, 1970 (11/12)
 Nov 1048-1062.
 Dec
7. A.I. SHVEDUNOV, A.J. YAKIMOVA and M.E. BAABKINA. "Irreversible Temper Brittleness of Cast Steels". METAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT, 1971, 13 (11/12)
 Nov 970-971.
 Dec
8. "Vitesse Critique de Trempe des Aciers". FONDERIE, 1967 (262). Dec. 479-480.
9. M.P. BAUN. "Aspect of the Alloying and Heat Treatment of Steel Casting". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1971 (II). Nov. 456-461.
10. M. ECONOMOPOULOS. "Determination Théorique des Lois de Refroidissement de pièces d'Acier au cours d'un Traitement Thermique (cas d'un cylindre creux trempé). Rev. de Metallurgie, 1964. Nov. 963-979.
11. M.T. LEGER, M. DETREZ. "Les aspects Metallurgiques du Traitement Thermique des Aciers Moulés I". TRAITEMENT THERMIQUE, 1972.
 Jan 63 p. 31-40.
 Feb
12. M.T. LEGER, M. DETREZ. "Les Aspects Metallurgiques du Traitement Thermique des Aciers Moulés II". TRAITEMENT THERMIQUE, 1972. Mar. 64 p. 35-49.
13. M.T. LEGER, M. DETREZ. "Les Aspects Metallurgiques du Traitement Thermique des Aciers Moulés III". TRAITEMENT THERMIQUE, 1972. Avr. 65 p. 45-52.
14. P. DETREZ, M.T. LEGER. "Les Eléments du Réglage des Traitements Thermiques dans le cas des Aciers Moulés". FONDERIE, 208. Jun, 1963, p. 209-214.

CAPITULO VII

1. F. MARATRAY. "Le Rôle du Molybdène dans les Aciers Moulés et les Fontes". LA METALLURGIE ET LA CONSTRUCTION MECANIQUE, 1970, 102 (3). Mar. 137-150.
2. E.T. TURKDOGAN, R.A. GRACE. "Microsegregation in Steel". J. IRON AND STEEL INSTITUTE, 1970, 208 (1). May 482-494.
3. V.P. KSENOFONTOV. "The Cold Resistance of 35 G.L. Steel Castings". METAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT.
4. P. DETREZ, J.P. AYMARD. "Aciers Moulés à Haute Limite d'Elasticité". FONDERIE, 1969 (275), Feb. 47-70.
5. E. PLENARD. "Une Nouvelle Caractéristique Mécanique des Alliages: Leur Limite d'Acomodation". CENTRE TECHNIQUE DES INDUSTRIES DE LA FONDERIE. Rapport en revue de Métallurgie, 1968, 65 (12), Dec. 845-862.
6. V.A. TITARENK and A.A. SHALOMEV. "Low Carbon Steel for Castings of Superior Quality". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1972 (5), May 206-207.
7. B.V. ZAKHAROV. "Segregation Heterogeneity in Steel 35 GL". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1969 (9), Sep. 415-416.
8. I.P. FOMINYKH, R.F. YAKOVENICO and V. SHENGALV. "Influence of Temper Brittleness on the Low Temperature Toughness of Steel 35 GL Castings". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1969 (8), Aug. 391-392.
9. YU.A. SHUL'TE and AL. "Low Cast Low Temperature Alloy Steels". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1969 (9), Sep. 400-401.
10. V.N. POLISADOV. "Cast Low-Temperature Steels". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1969 (11), Nov. 503-506.

11. M.P. BRAUN and V.L. PILYUSHENKO. "Influence of Aluminium on the Low-Temperature Toughness of Cast-Steel". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1969 (10), Oct. 467-469.
12. P.T. SHEVCHUK and N.I. NIKONOV. "Properties of Cast and Forged die Steel". RUSSIAN CASTINGS PRODUCTION, 1971 (12), Dec. 527-528.
13. P. HEISTER KAMP, J. JUST. "Composition of the Fracture Characteristics of Unworked and Worked. Heatreating Cast Steel in the Tough and Brittle Ranges". J. of. STEEL CASTING RESEARCH, 1970 (50), Mar. 1-4.
14. "Le fer Moulé: Documentation sur la Mise en Ouvre et l'Emploi de la Fonte de Fer, de l'Acier Moulé et de la Fonte Malleable. ASSOCIATION SUISSE DES FONDERIES DE FER. Zurich, 1970 (A.S.F.)
15. J.L. EVERHART. "Cast Ferrous Metals: Properties and Characteristics". MATERIAL ENGINEERING, 1970, 71 (1), Jan. 32-41.
16. M.T. LEGER, J.W. HALLOCK, P. DETREZ. "Influence de la Microségrégation et d'un Traitement d' Homogénéisation sur la Templabilité Jominy des Aciers Moulés Alliés". Revue de Métallurgie, 1972, 69 (12), Dec. 793-802.
17. R. WISWANATHAN and C.G. BECK. "Effect of Aluminum on the Stress Rupture Properties of Cr-Mo-V Steels". METALLURGICAL TRANSACTIONS, 1975, n°11, vol. 6, p. 1997-2003.
18. F. DE KAZINCZY. "Effect of Grain-Boundary Precipitates on the Endurance Limit of Cast Steel". JOURNAL OF THE IRON AND STEEL INSTITUTE, 1969, 207, n°11, p. 1454-1456.
19. R. WISWANATHAN AND A. JOSHI. "Effect of Microestructure on the Temper Embrittlement of Cr-Mo-V Steels". METALLURGICAL TRANSACTIONS, 1975, n°12, vol. 6, p. 2289-2297.

20. M.P. de ANDRES, J.M. BELLO, F. MUÑOZ DEL CORRAL. "Templabilidad y condiciones de utilización de los aceros finos de construcción con 1% Cromo y 0,20 % Molibdeno. Revista de Metalurgia, 1969, vol. 5, n°4, p. 401-411.
21. M.P. de ANDRES. "Criterios Metalúrgicos en la Elección de Aceros para Uso a Bajas Temperaturas". Revista de Soldadura, 1972, vol. 2, n°3, Jul.-Sep. p. 135-146.
22. M.P. de ANDRES. "Tecnología del Acero Moldeado.I) Propiedades Mecánicas y Tratamientos Térmicos en Aceros Moldeados de Baja Aleación (1 % Cr-0,20 % Mo)". Revista de Metalurgia, 1975, Vol. II, n°3, p. 103-118.
23. J.M. CASALS, M.P. de ANDRES. "Propiedades Mecánicas y Templabilidad en los Aceros Moldeados de Baja Aleación Cr-Mo (1% Cr-0,20%Mo)". FUNDIÇÃO, 1973, vol. 6, n°10, oct. 28-36.
24. M.P. DE ANDRES. "Normalización y Calidad del Acero Moldeado". Colada, 1977, Vol. 10, n°11, Nov. p. 275-282.
25. G. PONT, PH. MAYNIER, P.F. MARTIN. "Aplication d'une Equivalence entre le Temps et la Température à l'Etude du Revenue del Aciers". REVUE DE METALLURGIE. Dec., 1967, p. 1115-1125.
26. P.H. MAYNIER, J. DOLLET. "Influence des Elements d'Alliage sur la Templabilité des Aciers Faiblement Alliés". REVUE DE METALLURGIE. 1970, Avr. 343-350.
27. J.S. KIRKALOV. "Prediction of Alloy Hardenability from Thermodynamic and Kinetic Data". METALLURGICAL TRANSACTION. Vol. 4, oct. 1973, p. 2327-2333.
28. H. SIEPMANN, F.W. HAUPTVOGEL. "Ursachen fuer die Unterchied der Mechanischen Eigenschaften von Stahlguss und Warmverformtem Stahlguss GS-30 Cr Mo V 6 4. 33rd INTERNATIONALER GIESSERE IKONGRESS. New Delhi (India), Dec. 1966.

29. M.P. DE ANDRES. "Que se debe y que se puede exigir a un acero de cementación". REVISTA DE LA METALURGIA, 1973, vol. 9 n°5, p. 367-381.
30. F. CIAMPI, A. MOLARANI. "Le Relazioni tra il Contenuto di Solfo Degli Acciai al C-Mn per Lamiere e le Loro Caratteristiche di Tenacità Misurate con Diversi Criteri". LA METALLURGIA ITALIANA. 1975, n°7-8, p. 373-377.
31. M. BRESSAN, A. MOLARONI. "Le Correlazioni tra Composizione Struttura e Temperatura D.W.T.T. Negli Acciai al C-Mn per Lamiere", LA METALLURGIA ITALIANA, 1975, n°7/8 p. 378-382.
32. B. MINTZ. "Influence of Manganese on the Impact Transition Temperature of as Rolled Plain Carbon-Manganese Steels". METALS TECHNOLOGY, 1974, n°5, May p. 226-232.
33. A. JOSHI, P.W. PALMBERG and D.F. STEIN. "Role of Mn and Si in Temper Embrittlement of low Alloy Steel". METALLURGICAL TRANSACTION, 1975, n°11, Nov. p. 2160-2161.
34. R. NEYRET. "Quelques Facteurs Intervenant sur les Caractéristiques Mécaniques des Pièces Moulées en Aciers Alliés". TRAITEMENTS THERMIQUES, 1969, 42 p. 35-42.
35. D. LUCHESI. "Ensayos Mecánicos de los Materiales Metálicos". Ed. LABOR, 1973.

CAPITULO VIII

1. I.E. KONTOROVICH, A.M. TAMARINA. "Fractographie Studies of Cast Steels". METAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT, 1970 (7/8), jul./aug. 622-623.
2. A.I. SHVEDUNOV, A.I. YAKIMOVA. "Correction of the Structure of Cast Steel". METAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT, 1971, 13(1/2) Jan Feb 164-165.

3. "Metallographie Appliquée aux Aciers Moulés. Liste des Réactifs Micrographiques d'Utilisation Courante". CENTRE TECHNIQUE DES INDUSTRIES DE LA FONDERIE, Paris, 1972.
4. "Metallography, Structures and Phases Diagrams". METALS HANDBOOK 8th EDITION, Vol. 8. AMERICAN SOCIETY FOR METALS (A.S.M.)
5. A.R. BAILEY and L.E. SAMUELS. "Foundry Metallography". METALLURGICAL SERVICES LABORATORIES LIMITED.
6. G. KEHL. "Fundamentos de la Práctica de Metalografía". Ed. AGUILAR, 1954.
7. M.P. DE ANDRES, C. GARCIA, V. LOPEZ y J.M. CASALS. "Tecnología del Acero Moldeado, II) Relaciones Estructura-Propiedades Mecánicas en Aceros Moldeados de Baja Aleación (1%Cr-0,20%Mo). REVISTA DE METALURGIA, 1975, vol. 11, n°4, Jul-Ag. p. 171-184.
8. J. TURTON, And AL. "Microstructures And notes on Carbon-Manganese Steels Made to B.S. 3100:1957:1456. Grades A and B". THE BRITISH FOUNDRYMAN , 1961, Jan. p. 18-23.
9. J. TURTON and AL. "Microstructures and Notes on Chromium-Molybdenum Steel to B.S. 3100:1957:1458 and 1459". THE BRITISH FOUNDRYMAN, 1961, Mar. p. 99-102.
10. V. KONDIC. "Origen e Importancia de la Estructura Granular en piezas coladas en Arena". REV. DEL HIERRO Y DEL ACERO. Año XIII, Feb. 1960, Número especial.
11. A. ROSE. "Der Grundsatzliche Zusammenhang Zwischen Umwandlungsablauf, Gefügeaufbau und Mechanischen Eigenschaften am Beispiel des Vergütungsstahles 50 Cr Mo 4. STAHL UN EISEN, 91, 1971, 18 p. 1001-1020.
12. "Typical Microstructures of Cast Metals". INSTITUTE OF BRITISH FOUNDRYMEN. London, 1957.

CAPITULO IX.

1. M. ECONOMOPOULLOS, M. LAMBERT, L. HABRAKEN. "Diagrammes de Transformation des Aciers Frabriqués dans le Benelux" I. CENTRE NATIONAL DE RECHERCHES METALLURGIQUES. (CNRM), 1967.
2. "Curbes de transformation des Aciers de fabrication Française". IRSID, 1953, 1956, 1960.
3. E.C. BAIN, H.V. PAXTON. "Les éléments d'addition dans l'Acier". DUNOD, 1968.
4. A. CONSTANT, G. MURRY. "Contribution a l'étude des Transformations rapides en relation avec les problemes de soudage des Aciers. Dispositifs d'essai et exemples d'application. Soudage et techniques connexes". 1963, 17, n°11-12, p. 405-418.
5. M. ECONOMOPOULOS, J. DELATTE. "Application de la Dilatométrie et de l'Analyse Thermique au trace des Diagrammes Anisothermes des Aciers. METALLURGIE, 1962, 3, n°2, p. 27-38.
6. M. ECONOMOPOULOS. "Détermination des points de transformation des alliages au cours d'un refroidissement rapide". METAUX-CORROSION-INDUSTRIES. 1.964, Jan. n°461, p. 1-19.
7. CH. HENIN. "Etude dilatométrique en refroidissement continu d'une fonte blanche alliée au Ni-Cr-Mo. FONDERIE, 1969, Mars, 276, p. 121-134.
8. A.V. SEABRA, J.M. BASTOS DIAS. "Determinação da zona de fragilidade de revenido de Martensita por dilatometria" FUNDIÇÃO, 1973 (66). J/A 13-22.
9. M.T. LEGER. "Aciers Moulés: Enseignements pratiques a tirer des courbes de transformation au cours du refroidissement en conditions anisothermes". FONDEUR D'AUJOURD'HUI, 1970 (212) Apr. 19-22.

10. WEBER F., ROSE A., STRASSBURG P.W. "Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle". VDEH. STAHL-ISEN-VERLAG. Düsseldorf, 1954.

- 1,10 -

ANEXO N° 1

DESCRIPCION DEL PROCESO DE CALCULO EN ORDENADOR PARA EL
ESTUDIO DE SOLIDIFICACION Y ENFRIAMIENTO EN MOLDE POR
APLICACION DE UN MOLDEO MATEMATICO DE INCREMENTOS FINITOS.

Generalidades

El programa admite dos series de datos, la primera de ellas referida a datos comunes a todos los aceros y otro dato referido exclusivamente al proceso de cálculo.

Los datos comunes son: Longitud de la red de flujo térmico referida al metal, longitud de la red de flujo térmico referida al molde, número de elementos del metal (que condiciona los del molde) e intervalos de temperatura del metal y del molde, establecidos para la variación de los factores ponderales..

El dato referido al proceso de cálculo es un dato que indica cada cuantos balances se produce la escritura de las temperaturas de cada elemento, debido a que siendo el intervalo de tiempo muy pequeño no es necesaria la escritura de todos los balances que se calculan (más de 500.000 por acero) dado el elevado número de ellos.

La segunda serie de datos está constituida por los datos termo-físicos específicos de cada acero, temperaturas y coeficientes del metal, coeficientes del molde y calor latente a introducir en cada elemento, cuando dicho elemento disminuya las temperaturas prefijadas.

Proceso de Cálculo

El proceso de cálculo, consiste fundamentalmente en obtener las temperaturas de cada elemento de acuerdo con las temperaturas que tiene cada uno de ellos y sus dos elementos vecinos más próximos en el instante anterior (Δt), según la fórmula:

$$TN(I) = T(I-1) + C(I,1) + T(I) + C(I,2) + T(I+1) C(I,3)$$

Donde los factores ponderales $C(I,j)$, toman unos valores iniciales variándolos luego en función de la bajada de la tempe-

ratura del metal por debajo de ciertos valores definidos por intervalos, de la temperatura del molde superior a valores dados según intervalos específicos, introducción de todo el calor latente en un elemento determinado, variación de temperatura del elemento interfase lado metal según unos saltos de temperatura prefijados, etc. Dichas variaciones se efectúan según indicadores de tipo informático reflejados en el ordinograma.

El programa, entonces, proporciona los siguientes resultados:

1. Temperatura de cada uno de los elementos del metal y del molde, en uno de cada N balances (N se fija en función de la información deseada).
2. Incremento de tiempo (Δt) entre dos balances consecutivos que se escribe cada vez que se produce un cambio de factores ponderales.
3. Tiempo total acumulado hasta ese balance, que es el tiempo de enfriamiento hasta ese momento.
4. Cambio de los coeficientes del metal y molde indicando el nuevo valor y el elemento en el que se produce.
5. Introducción del calor latente en cada elemento. Solo se escribe el total introducido y el tiempo en el que se produce la introducción.

Final de Proceso de Cálculo

El proceso de cálculo finaliza cuando la temperatura del elemento central considerado en el metal es igual o menor de 500°C.

Posibilidades y Limitaciones

El parámetro que más influye sobre el tiempo de enfriamiento, calculado según este modelo, es el número de elementos en que se divide la red de flujo térmico bajo

estudio en el metal y molde.

Este número óptimo de elementos, se ha visto determinado por dos características del equipo que se ha usado, una de ellas, la más importante, se refiere a la capacidad de memoria limitada a 32 K, y la otra está relacionada con el tiempo de utilización del equipo. Dicho tiempo de utilización se eleva de forma exponencial con el número de elementos considerados en el cálculo. Cuando éstos superan la cifra de 150 aproximadamente, el tiempo de utilización alcanza valores poco prácticos.

Otra de las razones que no aconsejó usar más de 100 elementos en la red de flujo del metal, ha sido la pérdida de cifras significativas en los valores de los tiempos de enfriamiento calculados al realizarse del orden de 7000 balances por acero.

Selección de las partes más importantes de la información obtenida del proceso de cálculo en el Ordenador.

Dada la imposibilidad de incluir aquí, por motivos de espacio, todo el bloque de información escrita obtenida por el ordenador sobre el estudio de la solidificación y enfriamiento en molde de los aceros ensayados, según el proceso de cálculo, anteriormente descrito, daremos únicamente una selección de la información escrita que represente las partes de ella, desde las que se obtuvieron directamente los parámetros de solidificación y enfriamiento calculados y reflejados en este trabajo.

De esta forma, se incluyen para cada acero los resultados del proceso de cálculo en el momento final de la solidificación y aquellos que durante el enfriamiento se obtengan para 800°C y 500°C.

- 444 -

ACERO MOLDEADO

AM. 18CrMo4.

32.43	33.35	33.93	34.31	34.79	35.69	36.59	37.61	38.77	39.39
31.57	33.25	33.13	37.25	39.41	42.25	43.19	48.46	52.89	56.18
32.03	45.41	78.77	76.65	33.88	98.18	97.73	186.88	115.35	125.63
136.99	149.52	163.23	178.27	194.68	212.55	231.94	252.92	275.57	299.96
326.15	354.76	395.84	419.47	455.78	494.57	536.18	580.26	627.34	676.37
703.27	762.87	837.63	895.41	954.62	1015.09	1076.65	1139.18	1202.07	1265.83
1371.71	1392.67	1468.88	1462.37	1464.71	1467.04	1469.35	1471.65	1473.74	1476.21
1478.48	1482.74	1485.00	1483.39	1483.78	1484.17	1484.56	1484.94	1485.33	1485.72
1486.37	1486.44	1486.88	1487.15	1487.58	1487.83	1488.16	1488.48	1488.79	1489.88
1489.37	1489.65	1489.92	1490.18	1490.42	1490.66	1490.88	1491.18	1491.29	1491.48
1491.63	1491.82	1491.96	1492.18	1492.22	1492.33	1492.42	1492.53	1492.57	1492.62

1492.66 1492.68 1492.69 1492.68
 ANSTAL 33578 ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 78.31
 INCREMENTO DE TIEMPO = .01172

CALOR LATENTE INTRODUCIDO 331.28 ELEMENTO NUMERO 133 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO = 93.65 BALANCE 7334
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 381.21 ELEMENTO NUMERO 134 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO = 98.72 BALANCE 7839
 BALANCE NUMERO 133
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 93.22

22.00	17.89	19.89	19.88	19.88	19.88	19.88	19.88	19.89	19.89
19.83	19.89	19.88	19.88	19.88	19.88	19.88	19.89	19.89	19.89
19.87	19.89	19.89	19.89	19.90	19.90	19.90	19.91	19.91	19.92
19.92	19.93	19.94	19.94	19.97	19.99	20.01	20.04	20.07	20.11
20.15	20.20	20.26	20.32	20.40	20.49	20.60	20.73	20.87	21.04
21.23	21.45	21.78	22.08	22.33	22.71	23.14	23.64	24.20	24.83
25.55	26.34	27.27	28.38	29.45	30.74	32.18	33.79	35.58	37.57
39.77	42.21	44.91	47.88	51.16	54.75	58.68	62.99	67.69	72.81
79.39	84.42	90.77	98.05	105.70	114.15	123.44	133.63	144.78	156.96
178.22	184.81	208.21	217.87	235.23	254.75	275.71	298.15	322.11	348.89
374.13	404.32	433.72	473.35	510.24	549.34	590.67	634.21	679.94	727.88
777.34	828.52	881.25	935.42	990.69	1046.97	1104.15	1161.98	1220.15	1278.77
1327.46	1396.65	1457.82	1468.88	1463.16	1464.31	1466.43	1469.54	1470.64	1472.72
1474.73	1476.85	1478.90	1480.95	1483.08	1483.29	1483.48	1483.63	1483.82	1484.02
1484.19	1484.38	1484.57	1484.76	1484.95	1485.12	1485.30	1485.47	1485.64	1485.80
1485.96	1486.11	1486.25	1486.39	1486.53	1486.66	1486.78	1486.90	1487.01	1487.11
1487.26	1487.29	1487.38	1487.45	1487.52	1487.58	1487.63	1487.68	1487.71	1487.74

1487.76 1487.77 1487.78 1487.77
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 331.22 ELEMENTO NUMERO 135 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO = 97.02 BALANCE 8245
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 381.34 ELEMENTO NUMERO 136 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO = 124.99 BALANCE 1007
 BALANCE NUMERO 135
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 105.94
 22.00 17.89 19.89 19.88 19.88 19.88 19.88 19.89 19.89 19.89

1992 17	1992 98	1992 99	1992 20					
PAQUET LATENTE INTRACUENTA	713.05	PAQUET LATENTE INTRACUENTA	146	713.05	PAQUET LATENTE INTRACUENTA	146	146.06	BALANCE 10/91
PAQUET LATENTE INTRACUENTA	713.99	PAQUET LATENTE INTRACUENTA	147	713.99	PAQUET LATENTE INTRACUENTA	147	147.01	BALANCE 10/98
BALANCE NUMBER 1997								
713.99		713.99						

[illegible]

27.56	22.93	23.12	23.43	23.88	24.18	24.59	25.04	25.53	26.04
26.83	27.25	27.91	28.44	29.41	30.25	31.15	32.12	33.17	34.29
35.49	36.77	38.13	39.43	41.28	42.89	44.48	46.08	48.44	50.81
53.12	55.58	58.19	60.95	63.88	66.99	70.27	73.75	77.41	81.29
85.37	89.49	94.21	98.98	104.01	109.37	115.08	121.14	127.63	134.49
141.77	149.48	157.63	166.25	175.36	184.95	195.04	205.78	216.88	228.62
240.73	253.62	267.32	281.44	296.28	311.68	327.87	345.01	363.03	381.97
401.62	420.61	440.35	467.84	498.49	535.31	578.89	627.43	681.93	742.37
812.75	863.05	914.27	966.22	1020.98	1078.57	1139.02	1202.44	1268.87	1338.39
1403.92	1484.57	1568.82	1656.87	1748.81	1844.75	1944.80	2049.08	2157.63	2270.59
1354.94	1435.57	1519.64	1607.27	1698.51	1793.38	1891.90	1994.18	2099.26	2207.29
1437.13	1518.55	1603.88	1693.14	1786.35	1883.53	1984.78	2089.12	2196.63	2307.39
1471.49	1553.92	1640.34	1730.76	1825.18	1923.60	2026.02	2132.44	2241.95	2354.69
1453.93	1536.36	1622.78	1713.20	1807.62	1906.04	2008.46	2114.88	2225.39	2339.99
1482.91	1565.34	1651.76	1742.18	1836.60	1935.02	2037.44	2143.86	2254.37	2368.99

1482.97	1482.93	1482.99	1483.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	380.93	ELEMENTO NUMERO 149	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	214.86	SALANCE	18164			
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	391.22	ELEMENTO NUMERO 150	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	223.96	SALANCE	19209			
BALANCE NUMERO 19575									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	228.25								

20.30	20.69	20.98	20.93	20.94	21.01	21.07	21.14	21.23	21.33
21.44	21.57	21.72	21.88	22.04	22.26	22.48	22.72	22.98	23.27
23.59	23.93	24.30	24.71	25.15	25.62	26.14	26.69	27.29	27.94
29.61	29.39	30.19	31.06	31.99	32.99	34.06	35.20	36.42	37.73
35.17	36.52	37.91	39.38	40.90	42.47	44.09	45.76	47.48	49.24
54.12	56.25	58.43	60.72	63.10	65.58	68.15	70.81	73.56	76.41
84.33	87.50	90.77	94.13	97.58	101.12	104.76	108.49	112.31	116.21
122.82	127.17	131.60	136.10	140.68	145.34	150.08	154.89	159.68	164.55
173.68	179.55	185.50	191.53	197.63	203.80	210.04	216.35	222.73	229.18
247.32	254.35	261.49	268.72	276.03	283.42	290.88	298.41	306.00	313.66
343.90	352.06	360.31	368.63	377.03	385.50	394.04	402.64	411.31	420.04
460.82	470.65	480.63	490.73	500.95	511.28	521.72	532.26	542.90	553.63
576.58	587.51	598.63	609.83	621.10	632.44	643.84	655.30	666.81	678.38
699.97	711.70	723.58	735.50	747.56	759.76	772.00	784.28	796.60	808.96
842.37	854.89	867.55	880.34	893.26	906.30	919.46	932.74	946.14	959.66
993.27	1006.90	1020.65	1034.50	1048.46	1062.52	1076.68	1090.94	1105.30	1119.76
1155.37	1169.90	1184.50	1199.16	1213.88	1228.65	1243.47	1258.34	1273.26	1288.23
1333.17	1348.10	1363.08	1378.10	1393.16	1408.26	1423.40	1438.58	1453.80	1469.06
1511.47	1526.70	1541.97	1557.28	1572.62	1587.99	1603.39	1618.82	1634.28	1649.77
1697.17	1712.60	1728.06	1743.54	1759.04	1774.56	1790.10	1805.66	1821.24	1836.84
1892.47	1908.00	1923.55	1939.12	1954.70	1970.30	1985.92	2001.56	2017.22	2032.90
2097.17	2112.80	2128.44	2144.10	2159.77	2175.45	2191.14	2206.84	2222.56	2238.29

137.57	174.15	288.85	287.77	214.92	222.38	229.72	237.78	245.98	254.23
142.85	171.47	269.91	290.28	299.87	309.91	328.12	339.79	341.83	353.25
365.25	377.23	389.79	422.75	416.18	429.85	443.99	458.54	473.49	488.85
504.41	528.78	537.35	554.32	571.69	587.46	607.63	626.28	645.14	664.51
684.25	704.37	724.92	745.54	766.59	787.74	809.57	831.49	853.67	876.15
898.87	921.65	945.03	968.48	991.95	1015.69	1039.59	1063.65	1087.88	1112.35
1136.72	1161.29	1185.90	1210.76	1235.54	1260.44	1285.41	1310.44	1335.52	1360.62
1385.74	1410.83	1436.02	1461.92	1487.82	1493.71	1499.61	1440.50	1441.39	1442.28
1442.17	1444.55	1444.93	1447.28	1446.67	1447.54	1448.48	1449.25	1450.69	1452.93
1451.74	1452.57	1453.38	1454.17	1454.96	1455.73	1456.48	1457.22	1457.94	1458.64
1459.33	1459.99	1460.85	1461.27	1461.87	1462.44	1462.99	1463.51	1464.08	1464.47
1464.98	1465.33	1465.67	1465.81	1466.32	1466.59	1466.83	1467.03	1467.19	1467.32

1467.41 1467.47 1467.49 1467.47
 BALANCE NUMERO 43684
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 518.78

28.89	55.88	56.12	56.53	57.81	57.56	58.19	58.89	59.63	60.54
61.46	62.58	63.61	64.79	66.04	67.42	68.86	70.33	72.00	73.71
75.58	77.39	79.37	81.45	83.62	85.98	88.27	90.74	93.31	95.99
98.77	101.66	104.67	107.87	111.21	114.69	118.33	122.14	126.11	130.25
134.56	139.05	143.72	148.53	153.62	158.84	164.38	169.94	175.78	181.84
188.18	194.59	201.29	208.22	215.38	222.77	230.48	238.24	246.37	254.73
263.33	272.19	281.32	290.71	300.35	310.33	320.66	331.34	342.39	353.82
365.62	377.98	390.37	403.34	416.89	430.44	444.59	459.14	474.18	489.46
500.22	521.75	537.55	554.92	572.29	590.06	608.23	626.79	645.75	665.09
684.82	704.93	725.76	746.39	767.12	788.46	810.28	831.93	854.17	876.61
899.72	921.65	945.44	969.79	992.33	1016.04	1039.93	1063.98	1088.18	1112.54
1137.94	1161.95	1186.19	1210.92	1235.73	1260.61	1285.56	1310.56	1335.68	1360.67
1385.77	1410.84	1436.73	1463.82	1490.72	1496.61	1499.50	1440.39	1441.27	1442.15
1443.05	1443.89	1444.76	1445.62	1446.47	1447.32	1448.16	1448.99	1449.82	1450.63
1451.44	1452.23	1453.01	1453.78	1454.54	1455.28	1456.01	1456.72	1457.41	1458.07
1459.74	1459.75	1459.79	1460.60	1461.17	1461.71	1462.23	1462.73	1463.19	1463.63
1464.04	1464.42	1464.79	1465.09	1465.38	1465.64	1465.86	1466.05	1466.21	1466.33

1466.41 1466.63 1466.68 1466.46
 BALANCE NUMERO 43730
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 518.96

TEMPERATURAS									
55.12	55.53	56.16	56.56	57.04	57.59	58.22	58.93	59.71	60.58
61.52	62.55	63.65	64.83	66.13	67.46	68.90	70.43	72.04	73.75
75.55	77.44	79.42	81.50	83.67	85.94	88.31	90.79	93.36	95.94
98.82	101.71	104.75	107.83	111.24	114.75	118.41	122.22	126.17	130.28

757.96	762.95	767.99	772.77	777.61	782.39	787.12	791.79	796.42	800.98
805.59	809.96	814.34	818.51	824.64	824.81	824.94	825.18	825.24	825.38
815.52	815.68	815.78	815.98	816.88	816.18	816.24	816.38	816.48	816.59
816.69	816.79	816.88	816.98	817.88	817.19	817.23	817.33	817.38	817.45
817.52	817.59	817.63	817.71	817.74	817.81	817.84	817.91	817.93	817.99
818.83	818.87	818.18	818.13	818.18	818.17	818.19	818.21	818.22	818.24
818.24	818.25	818.25	818.25						

BALANCE NUMERO 385000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3789.98

TEMPERATURAS

26.88	27.48	34.88	42.28	49.59	54.98	64.37	71.73	79.13	86.58
93.84	101.28	108.54	115.84	123.17	130.46	137.75	145.04	152.32	159.59
166.85	174.11	181.34	188.61	195.85	203.88	210.38	217.51	224.72	231.91
239.18	246.28	253.44	260.68	267.78	274.89	282.83	289.16	296.29	303.41
318.52	317.43	324.72	331.88	338.88	345.94	352.99	360.83	367.84	374.88
381.88	388.84	395.84	401.99	408.93	415.84	422.77	429.64	436.54	443.48
458.24	457.84	463.87	470.64	477.42	484.17	490.98	497.68	504.29	510.94
517.54	524.15	530.71	537.24	543.73	550.19	556.61	563.88	569.35	575.67
581.95	588.28	594.41	600.58	606.72	612.82	618.88	624.98	630.88	636.82
642.71	648.57	654.39	660.14	665.89	671.57	677.21	682.81	688.34	693.84
699.32	704.73	710.18	715.42	720.69	725.92	731.18	736.23	741.31	746.35
751.33	756.27	761.15	765.98	770.74	775.48	780.14	784.78	789.34	793.84
798.31	802.72	807.86	807.22	807.37	807.51	807.64	807.88	807.94	808.87
808.21	808.34	808.44	808.59	808.71	808.82	808.94	809.05	809.14	809.27
809.37	809.47	809.54	809.65	809.74	809.82	809.98	809.98	810.04	810.13
810.28	810.24	810.32	810.38	810.44	810.49	810.54	810.59	810.63	810.67
810.71	810.74	810.77	810.88	810.83	810.85	810.87	810.89	810.98	810.91
819.92	819.92	819.93	819.92						

BALANCE NUMERO 310000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3772.15

TEMPERATURAS

26.88	27.34	34.68	42.82	49.35	54.68	64.81	71.34	78.65	85.94
93.26	100.54	107.82	115.88	122.33	129.54	136.79	144.81	151.23	158.44
165.65	172.84	180.84	187.22	194.48	201.54	208.72	215.88	223.82	230.15
237.28	244.39	251.58	258.59	265.68	272.74	279.84	286.91	293.97	301.83
308.86	315.12	322.14	329.18	336.19	343.19	350.18	357.14	364.12	371.87
378.81	384.94	391.85	398.74	405.62	412.48	419.33	426.16	432.98	439.77
446.85	453.31	460.84	466.78	473.49	480.17	486.84	493.48	500.11	506.78
513.24	519.79	526.29	532.75	539.19	545.59	551.95	558.28	564.58	570.83

577.86	583.25	589.40	595.51	601.59	607.63	613.64	619.60	625.52	631.40
637.24	643.04	648.80	654.52	660.19	665.82	671.40	676.94	682.43	687.88
693.20	698.64	703.95	709.21	714.43	719.60	724.72	729.79	734.82	739.80
744.72	749.68	754.43	759.28	763.92	768.59	773.21	777.77	782.28	786.73
791.13	795.48	799.77	799.92	800.87	800.21	800.35	800.49	800.63	800.76
800.89	801.22	801.15	801.27	801.39	801.51	801.62	801.73	801.84	801.94
802.04	802.14	802.24	802.33	802.41	802.50	802.50	802.64	802.73	802.80
802.87	802.94	803.00	803.06	803.11	803.17	803.22	803.26	803.30	803.35
803.38	803.42	803.45	803.48	803.50	803.53	803.54	803.56	803.58	803.59
803.59	803.60	803.60	803.60						

BALANCE NUMERO 310000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3934.41

TEMPERATURAS

20.00	27.28	34.56	41.84	49.11	56.38	63.65	70.91	78.17	85.42
92.65	99.88	107.09	114.30	121.48	128.66	135.82	142.98	150.14	157.29
164.43	171.57	178.70	185.82	192.94	200.05	207.14	214.24	221.32	228.39
235.45	242.51	249.55	256.58	263.61	270.63	277.64	284.65	291.65	298.64
305.63	312.61	319.58	326.54	333.49	340.43	347.36	354.27	361.18	368.07
374.94	381.80	388.65	395.48	402.30	409.10	415.88	422.65	429.40	436.13
442.85	449.55	456.23	462.89	469.53	476.15	482.76	489.34	495.89	502.43
508.93	515.41	521.85	528.26	534.64	540.98	547.29	553.56	559.80	566.00
572.16	578.39	584.39	590.45	596.47	602.46	608.40	614.31	620.17	626.00
631.79	637.53	643.23	648.89	654.50	660.07	665.60	671.08	676.52	681.91
687.26	692.56	697.81	703.02	708.17	713.29	718.35	723.37	728.34	733.26
738.13	742.95	747.71	752.43	757.10	761.71	766.27	770.77	775.22	779.62
783.96	788.25	792.48	792.63	792.78	792.92	793.06	793.20	793.33	793.46
793.59	793.72	793.84	793.96	794.08	794.19	794.31	794.41	794.52	794.62
794.72	794.82	794.91	795.00	795.09	795.17	795.26	795.33	795.41	795.48
795.53	795.61	795.67	795.73	795.79	795.84	795.89	795.94	795.98	796.02
796.06	796.09	796.12	796.15	796.18	796.20	796.22	796.24	796.25	796.26
796.27	796.28	796.28	796.28						

BALANCE NUMERO 320000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3896.67

TEMPERATURAS

20.00	27.22	34.44	41.65	48.87	56.08	63.29	70.49	77.68	84.87
92.05	99.21	106.37	113.51	120.63	127.75	134.85	141.95	149.05	156.14
163.22	170.30	177.37	184.43	191.48	198.53	205.57	212.66	219.62	226.63
233.64	240.63	247.61	254.60	261.59	268.50	275.47	282.40	289.31	296.21

- 454 -

A C E R O M O L D E A D O

AM. 25CrMo4.

05000 = K DE DINGKRENN 101 STRICH 101 CLAS 101 DE DINGKRENN 101 STRICH 101 CLAS 101 DE DINGKRENN 101

I AM 58 CM 4

CALOR LATENTE INTRODUCIDO 196.59 ELEMENTO NUMERO 125 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 31.25 BALANCE 3489
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 197.04 ELEMENTO NUMERO 126 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 40.14 BALANCE 3463
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 197.90 ELEMENTO NUMERO 127 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 48.53 BALANCE 4164
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 196.64 ELEMENTO NUMERO 128 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 56.51 BALANCE 4847
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 196.52 ELEMENTO NUMERO 129 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 64.16 BALANCE 5583
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 196.56 ELEMENTO NUMERO 130 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 71.58 BALANCE 6190
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 196.82 ELEMENTO NUMERO 131 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 78.87 BALANCE 6725
 BALANCE NUMERO 6819
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 79.58

20.00	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.89
19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89
19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.91
19.91	19.91	19.91	19.92	19.92	19.93	19.93	19.94	19.95	19.97
19.93	20.00	20.02	20.05	20.08	20.12	20.17	20.22	20.29	20.37
20.46	20.57	20.69	20.84	21.01	21.21	21.45	21.72	22.03	22.40
22.92	23.30	23.95	24.49	25.21	26.04	26.98	29.05	29.36	30.43
32.17	33.91	35.65	38.03	40.47	43.18	46.28	49.55	53.26	57.35
61.92	66.92	72.38	78.27	84.80	91.92	99.68	109.11	117.49	127.89
139.36	151.98	165.92	180.95	197.44	215.37	234.80	255.78	278.35	302.55
328.90	357.51	388.58	421.97	457.99	496.58	537.78	581.54	627.86	676.69

727.94	781.15	836.21	893.01	951.41	1011.02	1071.71	1133.35	1195.57	1258.27
1321.31	1384.49	1450.88	1520.39	1594.70	1673.90	1757.22	1844.42	1935.60	2030.75
1467.88	1478.00	1478.49	1478.99	1471.47	1471.96	1472.43	1472.90	1473.36	1473.80
1474.24	1474.66	1475.08	1475.49	1475.80	1476.27	1476.64	1477.01	1477.37	1477.71
1478.64	1478.37	1478.68	1478.98	1479.26	1479.53	1479.79	1480.04	1480.27	1480.49
1480.69	1480.88	1481.05	1481.21	1481.35	1481.47	1481.58	1481.67	1481.75	1481.81

1481.85 1481.97 1481.88 1481.87
 AMETAL 00250 ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 79.51
 INCREMENTO DE TIEMPO= .01193
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 196.99 ELEMENTO NUMERO 132 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 86.21 BALANCE 7392
 BALANCE NUMERO 7560
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 98.33

20.00	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89
19.89	19.88	19.88	19.88	19.88	19.88	19.89	19.89	19.89	19.89
19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.90	19.90	19.90	19.90	19.91
19.91	19.92	19.93	19.94	19.95	19.96	19.98	20.00	20.01	20.05
20.08	20.12	20.16	20.22	20.28	20.35	20.44	20.53	20.65	20.79
20.94	21.12	21.33	21.57	21.85	22.17	22.54	22.92	23.43	23.96
24.59	25.30	26.09	26.99	28.00	29.14	30.42	31.86	33.46	35.25
37.25	39.47	41.93	44.66	47.67	50.99	54.64	58.65	63.05	67.85
71.10	78.91	85.02	91.76	99.96	109.76	119.70	129.32	139.91	147.51
168.12	174.02	185.05	200.34	212.45	231.92	260.71	294.17	307.56	332.95

371.08	371.11	371.02	419.37	440.10	466.33	491.02	507.07	545.41	570.11
507.37	414.07	466.01	590.70	710.16	767.16	804.28	810.71	870.61	913.19
921.32	929.06	1029.27	1262.41	1109.20	1148.74	1107.17	1029.76	1270.55	1311.41
1351.43	1353.44	1453.02	1437.53	1437.14	1440.70	1442.26	1443.51	1445.36	1446.91
1448.93	1450.00	1451.54	1453.09	1454.63	1456.17	1457.70	1459.24	1460.70	1462.31
1463.50	1465.39	1466.72	1468.46	1470.30	1469.30	1469.75	1469.73	1469.93	1469.92
1469.91	1469.90	1469.89	1469.87	1469.89	1469.89	1469.89	1469.89	1469.89	1469.89
1469.90	1469.90	1469.90	1469.91	1469.91	1469.91	1469.93	1469.94	1469.95	1469.95

1469.96 1469.98 1469.99 1470.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 136.77 ELEMENTO NUMERO 145
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 181.08 ELEMENTO NUMERO 146
 BALANCE NUMERO 17000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 200.90

20.00	20.07	20.08	20.20	20.31	20.33	20.35	20.40	20.45	20.50
20.57	20.64	20.70	20.81	20.90	21.03	21.16	21.30	21.46	21.64
21.83	22.04	22.27	22.52	22.80	23.11	23.44	23.80	24.20	24.63
25.10	25.61	26.16	26.76	27.41	28.11	28.87	29.69	30.58	31.53
32.56	33.67	34.86	36.14	37.51	38.99	40.56	42.25	44.06	45.99
48.05	50.25	52.60	55.09	57.75	60.57	63.56	66.74	70.11	73.68
77.45	81.45	85.66	90.12	94.82	99.77	104.99	110.57	116.53	122.89

159.66	156.95	144.49	132.60	121.18	110.37	100.67	190.01	200.69	211.95
223.78	236.22	249.27	262.74	277.26	292.25	307.92	324.48	341.75	359.36
379.72	408.05	421.36	443.67	466.99	491.31	516.66	543.02	570.39	598.76
628.13	628.47	689.78	722.83	755.05	788.01	823.29	858.46	894.20	930.72
967.65	1005.03	1042.03	1081.02	1119.55	1158.31	1197.27	1236.40	1275.68	1315.08
1354.54	1394.05	1435.09	1476.59	1430.09	1439.59	1441.09	1442.58	1444.08	1445.56
1447.05	1448.53	1450.00	1451.47	1452.93	1454.39	1455.83	1457.28	1458.71	1460.14
1461.56	1462.97	1464.30	1465.79	1467.19	1468.60	1470.00	1469.98	1469.96	1469.94
1469.93	1469.92	1469.91	1469.90	1469.89	1469.89	1469.89	1469.89	1469.89	1469.89
1469.90	1469.90	1469.90	1469.91	1469.91	1469.92	1469.93	1469.94	1469.95	1469.95

1469.96 1469.98 1469.99 1470.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 136.77 ELEMENTO NUMERO 147
 BALANCE NUMERO 18108
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 213.94

20.00	20.02	20.03	20.04	20.07	20.63	20.65	20.70	20.76	20.82
20.93	21.02	21.13	21.25	21.39	21.54	21.71	21.98	22.18	22.33
22.57	22.84	23.14	23.46	23.81	24.19	24.61	25.06	25.55	26.07
26.65	27.27	27.94	28.66	29.43	30.27	31.17	32.14	33.19	34.30
35.50	36.79	38.17	39.64	41.21	42.89	44.68	46.60	48.63	50.80
53.10	55.55	58.15	60.91	63.83	66.93	70.29	73.66	77.32	81.17
85.13	89.02	93.07	97.38	101.93	106.73	111.82	117.30	123.30	129.82

174.52	171.53	170.74	169.61	169.60	168.92	211.57	230.55	229.89	239.5
299.63	268.84	270.83	282.31	273.58	305.54	319.03	331.83	344.62	358.72
373.39	388.62	404.42	428.88	437.77	455.32	473.47	492.21	511.54	531.49
552.02	573.13	594.84	617.13	640.88	663.44	687.43	712.81	737.83	762.49
788.37	814.71	841.43	868.54	896.86	923.93	952.88	980.51	1009.28	1038.14
1067.32	1096.67	1126.24	1155.94	1185.76	1215.68	1245.78	1275.88	1305.97	1336.18
1366.42	1396.69	1428.11	1459.26	1490.42	1521.57	1552.72	1583.88	1615.03	1646.19
1637.34	1636.58	1639.65	1640.81	1641.96	1643.12	1644.27	1645.42	1646.57	1647.71
1648.86	1650.88	1651.14	1652.28	1653.41	1654.54	1655.67	1656.79	1657.90	1659.02
1660.13	1661.23	1662.34	1663.44	1664.53	1665.63	1666.72	1667.81	1668.91	1670.00
1669.99	1669.97	1669.97	1669.96	1669.95	1669.95	1669.95	1669.95	1669.95	1669.96

1469.97	1469.98	1469.99	1470.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	326.59		ELEMENTO NUMERO 160	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	350.22	BALANCE	29678		
BALANCE NUMERO	32193								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	355.35								

28.08	38.43	38.54	38.69	39.89	31.13	31.42	31.75	32.13	32.56
33.24	33.58	34.16	34.80	35.49	36.23	37.04	37.91	38.83	39.62
40.08	42.08	43.19	44.46	45.88	47.21	48.71	50.28	51.94	53.69
55.53	57.46	59.49	61.61	63.84	66.17	68.61	71.16	73.83	76.62
79.52	82.55	85.72	89.01	92.44	96.81	99.73	103.59	107.66	111.93
116.42	121.13	126.06	131.24	136.65	142.31	148.23	154.41	160.87	167.68
174.61	181.93	189.54	197.45	205.68	214.23	223.11	232.32	241.87	251.76
262.88	272.61	283.58	294.93	306.67	318.98	331.65	344.91	358.69	373.01
387.87	403.27	419.23	435.74	452.82	470.46	488.66	507.44	526.78	546.69
567.10	588.19	609.78	631.92	654.62	677.86	701.65	725.89	750.57	775.67
801.19	827.12	853.42	880.10	907.14	934.47	962.07	989.93	1018.84	1048.39
1074.94	1103.78	1132.68	1161.62	1190.76	1220.08	1249.33	1278.74	1308.22	1337.73
1367.27	1396.93	1427.53	1458.65	1489.78	1520.90	1552.03	1583.16	1614.29	1645.41
1636.53	1637.66	1638.78	1639.91	1641.04	1642.16	1643.29	1644.41	1645.53	1646.65
1647.77	1648.89	1650.00	1651.12	1652.23	1653.34	1654.45	1655.56	1656.67	1657.78
1658.89	1660.00	1661.11	1662.22	1663.33	1664.44	1665.55	1666.66	1667.77	1668.89
1670.00	1669.99	1669.98	1669.97	1669.96	1669.96	1669.96	1669.96	1669.96	1669.96

1469.97	1469.98	1469.99	1470.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	326.52		ELEMENTO NUMERO 161	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	362.48	BALANCE	30716		
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	326.56		ELEMENTO NUMERO 162	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	374.95	BALANCE	31788		
BALANCE NUMERO	31853								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	375.86								

28.08	32.95	33.09	33.26	33.49	33.77	34.10	34.48	34.91	35.48
35.95	36.55	37.28	37.92	38.69	39.53	40.43	41.39	42.42	43.52
44.68	45.92	47.24	48.63	50.10	51.65	53.28	55.08	56.81	58.71
60.70	62.78	64.97	67.26	69.66	72.16	74.77	77.58	80.34	83.31

375.18 376.04 386.19 397.63 397.27 317.29 327.66 339.38 349.46 369.90
 372.71 384.88 397.43 410.35 403.65 437.34 451.41 465.86 488.78 495.93
 511.84 527.29 543.93 569.71 577.86 595.49 613.32 631.61 650.28 669.32
 688.72 708.49 728.55 748.90 769.55 790.47 811.66 833.13 854.85 876.83
 899.06 921.71 944.16 967.00 990.00 1013.18 1036.51 1059.99 1083.62 1107.39
 1131.05 1155.19 1179.23 1203.29 1227.56 1251.83 1276.16 1300.68 1325.07 1349.58
 1374.13 1399.71 1423.32 1424.22 1425.13 1426.04 1426.95 1427.86 1428.76 1429.67
 1430.51 1431.22 1432.04 1433.36 1434.27 1435.17 1436.18 1437.02 1437.93 1438.84
 1439.74 1440.54 1441.24 1442.43 1443.32 1444.19 1445.06 1445.92 1446.76 1447.60
 1448.41 1449.11 1450.22 1450.77 1451.51 1452.27 1452.93 1453.59 1454.23 1454.93
 1455.70 1456.12 1456.59 1457.29 1457.67 1457.98 1458.25 1458.46 1458.65
 1458.78 1458.92 1459.05 1459.09 1459.09
 BALANCE NUMERO 14450
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 522.84

TEMPERATURAS

53.00 54.00 55.05 56.79 58.29 59.88 61.54 62.28 63.10 64.00
 64.98 66.04 67.19 68.41 69.73 71.13 72.62 74.19 75.85 77.61
 79.46 81.40 83.43 85.56 87.79 90.11 92.53 95.06 97.66 100.40
 103.26 106.26 109.40 112.69 116.12 119.71 123.46 127.37 131.45 135.79
 140.11 144.71 149.49 154.45 159.60 164.94 170.47 176.21 182.14 188.29
 194.44 201.21 207.99 215.00 222.22 229.63 237.36 245.28 253.44 261.93
 270.47 279.75 289.52 297.93 307.60 317.63 328.00 338.70 349.31 361.05
 373.06 385.24 397.79 410.72 424.22 437.71 451.77 466.23 481.07 496.38
 511.92 527.92 544.31 561.09 578.23 595.77 613.68 631.97 650.64 669.67
 689.07 708.93 729.29 749.23 769.87 790.79 811.97 833.43 855.14 877.11
 899.33 921.77 944.41 967.03 990.23 1013.39 1036.71 1060.19 1083.80 1107.56
 1131.41 1155.35 1179.38 1203.50 1227.69 1251.96 1276.30 1300.71 1325.16 1349.64
 1374.19 1399.74 1423.32 1424.23 1425.13 1426.04 1426.95 1427.86 1428.77 1429.68
 1430.59 1431.29 1432.41 1433.32 1434.23 1435.14 1436.04 1436.95 1437.85 1438.74
 1439.64 1440.53 1441.42 1442.25 1443.14 1444.00 1444.85 1445.68 1446.50 1447.31
 1448.10 1448.87 1449.63 1450.36 1451.07 1451.75 1452.41 1453.05 1453.65 1454.22
 1454.76 1455.25 1455.71 1456.14 1456.52 1456.86 1457.16 1457.42 1457.63 1457.77
 1457.81 1457.93 1458.01 1458.03
 BALANCE NUMERO 14443
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 523.74

53.00 54.10 55.46 56.99 58.40 59.99 61.63 62.39 63.21 64.12
 64.98 66.04 67.19 68.41 69.73 71.13 72.62 74.19 75.85 77.61

1374.15 1398.26 1422.38 1423.39 1424.24 1425.12 1425.98 1426.83 1427.69 1428.52
 1429.35 1430.17 1431.78 1431.78 1432.58 1433.36 1434.13 1434.90 1435.65 1436.39
 1437.12 1437.83 1438.53 1439.21 1439.89 1440.54 1441.18 1441.80 1442.40 1442.99
 1443.56 1444.18 1444.63 1445.13 1445.62 1446.08 1446.52 1446.93 1447.33 1447.69
 1448.04 1448.35 1448.64 1448.91 1449.14 1449.36 1449.54 1449.69 1449.82 1449.92
 1450.00 1450.04 1450.06 1450.04
 BALANCE NUMERO 43343
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 530.43

20.00 60.60 80.96 61.41 61.93 62.37 63.21 63.97 64.81 65.73
 66.73 67.81 68.98 70.23 71.56 72.99 74.59 76.18 77.78 79.56
 81.44 83.40 85.46 87.62 89.87 92.22 94.68 97.23 99.89 102.65
 105.55 108.60 111.79 115.13 118.63 122.28 126.09 130.06 134.20 138.50
 142.79 147.64 152.48 157.58 162.78 168.18 173.78 179.49 185.49 191.69
 198.18 204.72 211.56 218.62 225.98 233.40 241.13 249.18 257.29 265.73
 274.41 283.34 292.52 301.96 311.72 321.82 332.26 343.05 354.19 365.68
 377.54 389.76 402.35 415.31 428.64 442.36 456.45 470.92 485.77 501.01
 516.63 532.63 549.00 565.78 582.89 600.40 618.27 636.52 655.14 674.11
 693.45 713.14 733.13 753.38 773.93 794.75 815.85 837.28 859.02 881.06
 902.77 925.18 947.57 970.27 993.12 1016.15 1039.33 1062.67 1086.13 1109.77
 1133.43 1157.29 1181.13 1205.14 1229.17 1253.26 1277.40 1301.57 1325.77 1349.97
 1374.17 1398.35 1422.49 1423.37 1424.24 1425.11 1425.97 1426.82 1427.67 1428.50
 1429.33 1430.15 1430.96 1431.77 1432.56 1433.35 1434.12 1434.88 1435.63 1436.37
 1437.10 1437.81 1438.51 1439.19 1439.86 1440.52 1441.15 1441.78 1442.38 1442.96
 1443.53 1444.07 1444.60 1445.10 1445.59 1446.05 1446.49 1446.98 1447.29 1447.68
 1448.00 1448.32 1448.61 1448.87 1449.11 1449.32 1449.50 1449.65 1449.78 1449.88
 1449.95 1450.00 1450.02 1450.00
 BALANCE NUMERO 43349
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 530.44

20.00 60.60 80.97 61.41 61.94 62.34 63.21 63.97 64.81 65.73
 66.73 67.81 68.98 70.23 71.57 72.99 74.59 76.18 77.77 79.57
 81.44 83.40 85.47 87.62 89.87 92.23 94.68 97.23 99.89 102.65
 105.56 108.60 111.80 115.14 118.63 122.28 126.09 130.06 134.20 138.51
 142.99 147.64 152.48 157.58 162.71 168.11 173.78 179.59 185.47 191.69
 198.18 204.73 211.57 218.62 225.98 233.41 241.14 249.18 257.50 265.73
 274.42 283.35 292.53 301.96 311.73 321.83 332.27 343.05 354.28 365.69
 377.54 389.77 402.35 415.32 428.65 442.36 456.45 470.93 485.75 501.02

651.12	657.00	662.99	668.07	674.70	680.49	684.23	691.94	697.60	703.21
709.79	714.31	719.79	725.22	730.61	735.95	741.24	746.40	751.68	756.82
761.02	766.97	771.96	776.91	781.00	786.65	791.44	796.16	800.84	805.49
810.07	814.60	819.07	819.23	819.39	819.54	819.69	819.84	819.99	820.13
820.27	820.41	820.53	820.60	820.60	820.73	821.05	821.17	821.20	821.39
821.49	821.59	821.69	821.79	821.88	821.97	822.05	822.13	822.20	822.20
822.35	822.41	822.47	822.53	822.59	822.64	822.69	822.74	822.78	822.82
822.84	822.90	822.93	822.96	822.98	823.00	823.02	823.04	823.04	823.07

823.07 823.08 823.08 823.08
BALANCE NUMERO 295099
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3714.46

TEMPERATURAS

20.00	27.43	34.87	42.30	49.73	57.16	64.59	72.00	79.41	86.82
94.21	101.59	108.96	116.31	123.64	130.98	138.30	145.62	152.93	160.24
167.53	174.83	182.11	189.39	196.66	203.92	211.10	218.42	225.64	232.89
240.11	247.32	254.52	261.71	268.89	276.07	283.25	290.41	297.57	304.73
311.07	319.01	326.14	333.25	340.34	347.45	354.53	361.60	368.64	375.70
382.73	389.75	396.75	403.73	410.70	417.65	424.58	431.50	438.40	445.29
452.15	459.00	465.83	472.64	479.43	486.20	492.95	499.60	506.39	513.04
519.71	526.32	532.91	539.44	545.98	552.46	559.91	565.33	571.72	578.07
584.30	590.67	596.91	603.12	609.29	615.43	621.52	627.58	633.60	639.50
645.51	651.41	657.27	663.09	668.86	674.60	680.29	685.93	691.54	697.10
702.61	708.09	713.51	718.89	724.23	729.52	734.76	739.95	745.09	750.18
755.23	760.22	765.17	770.06	774.91	779.70	784.44	789.13	793.76	798.34
802.07	807.34	811.74	811.92	812.07	812.23	812.30	812.53	812.67	812.81
812.95	813.09	813.22	813.35	813.48	813.60	813.72	813.84	813.95	814.06
814.17	814.27	814.37	814.46	814.55	814.64	814.72	814.80	814.88	814.95
815.02	815.09	815.15	815.21	815.27	815.32	815.37	815.42	815.46	815.50
815.54	815.57	815.60	815.63	815.66	815.68	815.70	815.72	815.73	815.74

815.75 815.75 815.74 815.75
BALANCE NUMERO 300000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3700.39

TEMPERATURAS

20.00	27.37	34.75	42.12	49.49	56.86	64.22	71.57	78.92	86.26
93.59	100.91	108.22	115.51	122.79	130.06	137.32	144.57	151.82	159.06
166.30	173.53	180.75	187.96	195.17	202.37	209.56	216.75	223.92	231.09
238.24	245.39	252.53	259.65	266.77	273.89	281.00	288.10	295.20	302.29
309.37	316.44	323.50	330.56	337.60	344.63	351.64	358.65	365.64	372.62
379.50	386.53	393.47	400.39	407.29	414.18	421.05	427.90	434.74	441.56
448.36	455.14	461.90	468.65	475.38	482.08	488.77	495.44	502.08	508.70

815.52	815.54	815.55	815.56	815.57	815.58	815.59	815.60	815.61	815.62
815.54	815.57	815.58	815.63	815.66	815.68	815.70	815.72	815.73	815.74
815.75	815.75	815.76	815.75						

BALANCE NUMERO 386000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3788.38

TEMPERATURAS

20.00	27.37	34.75	42.12	49.49	56.86	64.22	71.57	78.92	86.26
93.59	100.91	108.22	115.51	122.79	130.04	137.32	144.57	151.82	159.06
166.30	173.53	180.75	187.96	195.17	202.37	209.56	216.75	223.92	231.09
238.24	245.39	252.53	259.65	266.77	273.89	281.00	288.10	295.20	302.29
309.37	316.44	323.50	330.56	337.60	344.63	351.64	358.65	365.64	372.62
379.58	386.53	393.47	400.39	407.29	414.18	421.05	427.90	434.74	441.56
448.36	455.14	461.90	468.65	475.39	482.09	488.77	495.44	502.08	508.70
515.28	521.84	528.36	534.85	541.31	547.74	554.14	560.50	566.82	573.12
579.37	585.68	591.70	597.94	604.05	610.13	616.17	622.17	628.13	634.05
639.93	645.77	651.57	657.33	663.05	668.73	674.36	679.96	685.50	691.01
696.47	701.89	707.26	712.59	717.87	723.10	728.29	733.43	738.52	743.56
748.55	753.50	758.39	763.23	768.02	772.76	777.45	782.00	786.67	791.20
795.67	800.10	804.46	808.62	812.77	816.93	821.00	825.22	829.36	833.50
837.64	841.77	845.91	850.03	854.16	858.28	862.40	866.52	870.63	874.74
878.84	882.95	887.04	891.14	895.23	899.32	903.40	907.48	911.56	915.63
919.70	923.76	927.83	931.89	935.94	939.98	944.04	948.09	952.14	956.18
960.21	964.25	968.28	972.31	976.33	980.36	984.38	988.39	992.41	996.42
998.43	998.43	998.43	998.43						

BALANCE NUMERO 385000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3846.30

TEMPERATURAS

20.00	27.31	34.62	41.93	49.24	56.55	63.85	71.14	78.43	85.71
92.97	100.23	107.48	114.71	121.92	129.13	136.32	143.51	150.70	157.88
165.05	172.22	179.38	186.53	193.67	200.81	207.94	215.04	222.17	229.27
236.37	243.45	250.53	257.59	264.65	271.70	278.74	285.78	292.81	299.84
306.86	313.87	320.87	327.85	334.83	341.80	348.75	355.69	362.62	369.54
376.44	383.32	390.19	397.05	403.89	410.71	417.52	424.31	431.08	437.83
444.57	451.29	457.99	464.67	471.33	477.97	484.59	491.20	497.78	504.33
510.86	517.36	523.83	530.26	536.67	543.03	549.37	555.68	561.94	568.18
574.38	580.54	586.67	592.77	598.83	604.85	610.83	616.77	622.67	628.54
634.36	640.15	645.89	651.60	657.26	662.88	668.46	674.00	679.49	684.94
690.35	695.71	701.03	706.30	711.53	716.71	721.84	726.93	731.97	736.95
741.89	746.78	751.62	756.41	761.15	765.84	770.47	775.05	779.58	784.06
788.48	792.85	797.16	797.47	797.62	797.77	797.91	798.05	798.19	798.33
798.33	798.46	798.59	798.72	798.84	798.96	799.08	799.19	799.31	799.41

800.37	800.44	800.50	800.56	800.62	800.67	800.72	800.77	800.81	800.85
800.87	800.92	800.96	800.98	801.01	801.03	801.05	801.07	801.08	801.09
801.10	801.11	801.11	801.11						

BALANCE NUMERO 310000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3912.21

TEMPERATURAS

20.88	27.25	34.50	41.75	48.99	56.24	63.47	70.70	77.93	85.14
92.35	99.55	106.73	113.90	121.05	128.19	135.32	142.45	149.57	156.69
163.80	170.90	178.00	185.09	192.17	199.25	206.31	213.37	220.42	227.46
234.49	241.51	248.53	255.53	262.52	269.50	276.48	283.46	290.42	297.38
304.34	311.28	318.22	325.14	332.04	338.96	345.85	352.73	359.59	366.45
373.28	380.11	386.91	393.70	400.48	407.24	413.98	420.71	427.42	434.11
440.79	447.44	454.09	460.78	467.30	473.80	480.44	486.98	493.50	500.00
506.47	512.91	519.31	525.69	532.03	538.34	544.62	550.86	557.07	563.25
569.39	575.58	581.57	587.61	593.61	599.57	605.50	611.39	617.23	623.04
628.81	634.54	640.23	645.88	651.49	657.05	662.58	668.04	673.50	678.89
684.25	689.55	694.82	700.04	705.21	710.33	715.41	720.44	725.43	730.36
735.25	740.80	746.07	751.68	757.29	762.92	768.50	774.03	779.51	784.93
781.38	786.62	791.80	796.83	801.80	806.73	811.62	816.47	821.28	826.04
791.02	791.14	791.20	791.41	791.53	791.65	791.76	791.88	791.99	792.09
792.20	792.30	792.40	792.49	792.58	792.67	792.75	792.83	792.91	792.98
793.05	793.12	793.18	793.24	793.29	793.35	793.40	793.44	793.49	793.53
793.56	793.60	793.63	793.66	793.69	793.71	793.73	793.74	793.76	793.77

BALANCE NUMERO 315000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3970.13

TEMPERATURAS

20.88	27.19	34.37	41.56	48.74	55.92	63.10	70.27	77.43	84.58
91.73	98.86	105.98	113.09	120.18	127.25	134.33	141.39	148.45	155.51
162.56	169.68	176.63	183.66	190.68	197.69	204.69	211.69	218.68	225.65
232.62	239.58	246.53	253.47	260.40	267.32	274.23	281.14	288.05	294.94
301.83	308.72	315.59	322.45	329.30	336.14	342.96	349.78	356.58	363.37
370.14	376.98	383.44	390.37	397.08	403.78	410.46	417.12	423.76	430.39
437.08	443.68	450.17	456.72	463.26	469.78	476.27	482.75	489.21	495.64
502.05	508.43	514.78	521.10	527.39	533.64	539.87	546.05	552.21	558.33
564.41	570.47	576.48	582.46	588.41	594.31	600.18	606.01	611.81	617.56
623.27	628.95	634.58	640.19	645.73	651.24	656.71	662.13	667.52	672.86
678.16	683.41	688.62	693.78	698.90	703.97	708.99	713.97	718.90	723.78

326.43	328.61	329.78	328.94	323.09	327.53	311.34	315.47	314.57	323.66
327.73	331.77	335.84	339.87	343.68	347.88	351.87	355.84	359.79	363.73
367.65	371.55	375.44	379.31	383.17	387.03	390.82	394.62	398.41	402.17
405.92	409.64	413.35	417.04	420.78	424.35	427.98	431.56	435.17	438.73
442.27	445.79	449.29	452.77	456.22	459.66	463.07	466.45	469.82	473.16
476.48	479.77	483.04	486.29	489.51	492.71	495.89	499.04	502.17	505.26
508.33	511.34	514.36	514.47	514.58	514.68	514.78	514.88	514.98	515.07
515.17	515.26	515.35	515.43	515.52	515.60	515.68	515.76	515.83	515.90
515.97	516.04	516.11	516.17	516.24	516.30	516.35	516.41	516.46	516.51
516.56	516.61	516.65	516.70	516.74	516.77	516.81	516.84	516.87	516.90
516.93	516.96	516.98	517.00	517.02	517.03	517.05	517.06	517.07	517.07
517.08	517.08	517.08	517.08						

BALANCE NUMERO 558003
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6745.13

TEMPERATURAS

30.00	24.59	29.18	33.78	38.37	42.96	47.54	52.12	56.70	61.27
65.84	70.39	74.94	79.48	84.03	88.52	93.03	97.52	102.00	106.49
110.96	115.42	119.89	124.35	128.80	133.25	137.69	142.13	146.56	150.98
155.40	159.81	164.21	168.60	172.99	177.37	181.74	186.10	190.46	194.80
199.14	203.46	207.78	212.09	216.39	220.67	224.95	229.21	233.47	237.71
241.95	246.17	250.38	254.58	258.77	262.95	267.12	271.28	275.43	279.58
283.72	287.85	291.98	296.10	300.20	304.30	308.38	312.45	316.51	320.56
324.59	328.61	332.61	336.60	340.57	344.53	348.48	352.41	356.32	360.22
364.10	367.97	371.82	375.65	379.47	383.27	387.05	390.82	394.56	398.29
402.01	405.78	409.57	413.33	416.66	420.28	423.87	427.45	431.00	434.54
439.05	441.55	445.02	448.47	451.89	455.30	458.68	462.04	465.38	468.70
471.99	475.26	478.50	481.72	484.92	488.09	491.24	494.36	497.46	500.53
503.57	506.57	509.54	509.65	509.75	509.86	509.94	510.05	510.15	510.25
510.34	510.43	510.52	510.61	510.69	510.77	510.85	510.93	511.00	511.08
511.15	511.22	511.28	511.35	511.41	511.47	511.53	511.58	511.64	511.69
511.74	511.78	511.83	511.87	511.91	511.95	511.98	512.02	512.05	512.08
512.11	512.13	512.16	512.18	512.19	512.21	512.23	512.24	512.25	512.25
512.26	512.26	512.26	512.26						

BALANCE NUMERO 555000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6803.73

TEMPERATURAS

28.80	24.55	29.89	33.64	38.19	42.73	47.27	51.80	56.33	60.84
65.38	69.89	74.39	78.88	83.36	87.84	92.30	96.75	101.18	105.62
110.04	114.47	118.89	123.30	127.71	132.11	136.51	140.90	145.28	149.66

197.33	201.61	205.88	210.15	214.40	218.64	222.88	227.10	231.31	2
239.70	243.88	248.05	252.21	256.35	260.49	264.62	268.73	272.84	276.94
281.84	285.12	289.28	293.27	297.34	301.39	305.43	309.46	313.48	317.49
321.48	325.45	329.42	333.37	337.38	341.22	345.13	349.82	352.98	356.76
360.61	364.44	368.25	372.04	375.82	379.59	383.33	387.84	390.77	394.47
398.14	401.80	405.44	409.04	412.64	416.24	419.80	423.34	426.85	430.35
433.83	437.29	440.72	444.13	447.52	450.89	454.23	457.55	460.85	464.12
467.37	470.58	473.90	476.98	480.13	483.26	486.36	489.44	492.49	495.52
498.53	501.49	504.43	504.54	504.64	504.74	504.84	504.94	505.03	505.13
505.22	505.31	505.40	505.40	505.56	505.64	505.72	505.80	505.88	505.95
506.02	506.09	506.16	506.22	506.28	506.34	506.40	506.46	506.51	506.56
506.61	506.66	506.70	506.74	506.78	506.82	506.86	506.89	506.92	506.95
506.98	507.00	507.02	507.04	507.06	507.08	507.09	507.10	507.11	507.12
507.13	507.13	507.13	507.13	507.13	507.13	507.13	507.13	507.13	507.13

AMETAL=*****
INCREMENTO DE TIEMPO= .00004 ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 4854.53

BALANCE NUMERO 540000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 4854.53

TEMPERATURAS

20.00	24.50	29.00	33.50	38.00	42.50	46.99	51.49	55.97	60.45
64.92	69.39	73.84	78.29	82.73	87.15	91.57	95.97	100.37	104.76
109.14	113.52	117.89	122.24	126.62	130.98	135.34	139.68	144.02	148.36
152.68	157.00	161.32	165.62	169.92	174.21	178.50	182.77	187.04	191.29
195.54	199.78	204.01	208.23	212.44	216.64	220.83	225.01	229.18	233.33
237.48	241.62	245.74	249.84	253.96	258.05	262.13	266.20	270.27	274.33
278.38	282.42	286.46	290.48	294.50	298.51	302.52	306.51	310.48	314.45
318.40	322.34	326.26	330.17	334.07	337.95	341.82	345.67	349.51	353.33
357.13	360.92	364.70	368.45	372.20	375.92	379.63	383.32	386.99	390.64
394.28	397.98	401.58	405.08	408.64	412.18	415.70	419.20	422.68	426.14
429.58	433.08	436.39	439.76	443.11	446.44	449.74	453.03	456.28	459.52
462.73	465.91	469.08	472.21	475.33	478.41	481.48	484.51	487.52	490.51
493.47	496.41	499.31	499.42	499.52	499.62	499.72	499.82	499.91	500.00
500.09	500.18	500.27	500.35	500.44	500.52	500.60	500.67	500.75	500.82
500.89	500.96	501.02	501.09	501.15	501.21	501.27	501.32	501.38	501.43
501.48	501.52	501.57	501.61	501.65	501.69	501.72	501.76	501.79	501.82
501.85	501.87	501.89	501.91	501.93	501.95	501.96	501.97	501.98	501.99
501.99	502.00	502.00	502.00	502.00	502.00	502.00	502.00	502.00	502.00

- 467 -

A C E R O M O L D E A D O

AM. 34CrMo4.

I

- 468 -

CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.93	ELEMENTO NUMERO	123	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	22.94	BALANCE	1905
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.93	ELEMENTO NUMERO	124	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	34.28	BALANCE	2847
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.51	ELEMENTO NUMERO	125	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	44.65	BALANCE	3749
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.56	ELEMENTO NUMERO	126	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	54.86	BALANCE	4478
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.60	ELEMENTO NUMERO	127	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	62.75	BALANCE	5212
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.73	ELEMENTO NUMERO	128	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	70.94	BALANCE	5894
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.99	ELEMENTO NUMERO	129	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	78.87	BALANCE	6571
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.94	ELEMENTO NUMERO	130	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	85.56	BALANCE	7198
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.93	ELEMENTO NUMERO	131	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	94.12	BALANCE	7819
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.88	ELEMENTO NUMERO	132	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	101.61	BALANCE	8348
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.67	ELEMENTO NUMERO	133	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	109.25	BALANCE	8882
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.59	ELEMENTO NUMERO	134	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	115.36	BALANCE	9420
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.83	ELEMENTO NUMERO	135	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	121.41	BALANCE	10035
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	393.11	ELEMENTO NUMERO	136	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	131.75	BALANCE	10643
CALOR	LATENTE	INTRODUCIDO	392.89	ELEMENTO NUMERO	137	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	139.47	BALANCE	11195
BALANCE NUMERO 11734									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO				141.26					

19.80	19.87	19.87	19.87	19.87	19.87	19.89	19.89	19.89	19.89
19.89	19.90	19.91	19.92	19.93	19.95	19.97	19.99	20.01	20.04
20.07	20.10	20.14	20.19	20.24	20.30	20.37	20.45	20.53	20.63
20.74	20.86	21.00	21.16	21.34	21.53	21.75	22.00	22.27	22.57
22.91	23.29	23.70	24.17	24.67	25.24	25.86	26.54	27.30	28.12
29.03	30.03	31.12	32.31	33.61	35.03	36.50	38.24	40.09	42.07
44.22	46.54	49.05	51.77	54.69	57.04	61.22	64.84	68.76	72.94
77.41	82.18	87.28	92.71	98.50	104.66	111.34	118.55	126.33	134.70
143.69	153.34	163.67	174.72	186.51	199.06	212.42	226.60	241.64	257.54
274.36	292.10	310.61	330.70	352.05	374.64	398.59	423.91	450.64	478.70
509.35	539.33	571.73	605.54	640.74	677.30	715.20	754.17	794.19	835.20
877.15	919.99	963.50	1007.64	1052.35	1097.56	1143.39	1189.16	1235.33	1281.68
1329.14	1374.64	1423.86	1474.86	1526.72	1579.56	1633.39	1688.21	1744.02	1800.82
1437.61	1493.39	1541.17	1590.94	1642.71	1696.48	1752.24	1809.00	1866.81	1925.61
1450.02	1450.03	1450.04	1450.05	1450.06	1450.07	1450.08	1450.10	1450.11	1450.12
1450.14	1450.15	1450.17	1450.18	1450.19	1450.21	1450.22	1450.24	1450.25	1450.26
1450.28	1450.29	1450.30	1450.32	1450.33	1450.34	1450.35	1450.36	1450.37	1450.37

1450.37 1450.38 1450.38 1450.38
 ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 141.27
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.64 ELEMENTO NUMERO 139
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.55 ELEMENTO NUMERO 139
 BALANCE NUMERO 12986 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 147.41 BALANCE 12239
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 156.53 BALANCE 12985

20.00	19.89	19.89	19.90	19.90	19.90	19.91	19.92	19.93	19.94
19.95	19.97	19.99	20.01	20.04	20.07	20.10	20.14	20.19	20.24
20.29	20.34	20.43	20.51	20.60	20.71	20.82	20.95	21.09	21.26
21.43	21.63	21.85	22.10	22.37	22.67	23.00	23.37	23.77	24.22
24.71	25.24	25.83	26.48	27.19	27.97	28.82	29.74	30.75	31.85
33.05	34.35	35.75	37.20	38.94	40.72	42.64	44.74	46.90	49.40
52.00	54.70	57.70	60.99	64.42	68.09	72.00	76.10	80.63	85.36
70.30	75.70	81.35	87.43	113.96	120.90	128.52	136.60	145.25	154.50
164.37	174.69	186.00	197.97	210.58	223.94	238.06	252.97	268.67	285.20
302.57	321.02	340.60	361.34	383.29	406.47	430.90	456.61	483.61	511.89
541.44	572.24	604.36	637.72	672.32	708.12	744.91	782.65	821.31	860.85
901.24	942.28	983.94	1026.14	1068.84	1111.97	1155.39	1199.04	1242.90	1286.92
1331.05	1375.24	1421.23	1463.00	1504.77	1546.53	1588.28	1630.02	1671.75	1713.47
1755.17	1800.00	1845.54	1890.21	1934.86	1979.50	2024.14	2068.76	2113.30	2157.82

1447.44	1448.72	1450.00	1449.98	1449.97	1449.95	1449.94	1449.93	1449.92	1449.91
1449.91	1449.91	1449.91	1449.91	1449.92	1449.92	1449.93	1449.94	1449.95	1449.96

1449.97	1449.98	1449.99	1450.00	ELEMENTO NUMERO 153	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	298.48	BALANCE	24837
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.65				ELEMENTO NUMERO 154	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	301.64	BALANCE	24946
BALANCE NUMERO 23114								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 383.49								

28.00	24.99	25.04	25.13	25.25	25.39	25.57	25.70	26.02	26.30
26.61	26.94	27.34	27.74	28.22	28.73	29.27	29.84	30.50	31.10
31.71	32.70	33.54	34.44	35.39	36.41	37.50	38.65	39.67	41.14
42.53	43.98	45.51	47.13	48.84	50.64	52.53	54.53	56.44	58.85
61.17	63.61	66.17	68.86	71.67	74.62	77.71	80.94	84.31	87.84
91.53	95.37	99.39	103.50	108.00	112.64	117.50	122.75	128.20	133.92
139.92	146.23	152.83	159.76	167.00	174.50	182.50	190.77	199.40	208.40
217.77	227.53	237.60	248.23	259.10	270.56	282.37	294.62	307.33	320.62
334.50	348.90	364.07	379.79	396.15	413.13	430.77	449.05	467.99	487.59
507.85	528.74	550.33	572.55	595.41	618.92	643.84	667.82	693.21	719.19
745.67	772.63	800.85	827.94	856.24	884.99	914.13	943.50	973.34	1003.37
1033.66	1064.20	1094.97	1125.94	1157.05	1188.20	1219.62	1251.04	1282.57	1314.14
1345.74	1377.37	1410.20	1441.56	1472.83	1504.10	1535.39	1566.65	1597.92	1619.19
1620.46	1621.73	1623.00	1624.27	1625.53	1626.79	1628.05	1629.31	1630.56	1631.80
1633.05	1634.29	1635.52	1636.75	1637.97	1639.19	1640.40	1641.61	1642.82	1644.02
1645.22	1646.41	1647.61	1648.80	1650.00	1649.98	1649.97	1649.95	1649.94	1649.93
1649.93	1649.92	1649.92	1649.92	1649.92	1649.92	1649.93	1649.94	1649.95	1649.96

1449.97	1449.98	1449.99	1450.00	ELEMENTO NUMERO 155	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	312.89	BALANCE	25900
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.83								
BALANCE NUMERO 26597								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 321.23								

28.00	26.57	26.64	26.74	26.80	27.06	27.27	27.52	27.81	28.13
28.50	28.91	29.36	29.85	30.38	30.97	31.60	32.28	33.01	33.79
34.63	35.53	36.49	37.51	38.59	39.74	40.96	42.26	43.62	45.07
46.50	48.21	49.91	51.70	53.50	55.56	57.64	59.83	62.12	64.53
67.05	69.70	72.46	75.35	78.30	81.54	84.84	88.20	91.80	95.63
99.53	103.60	107.90	112.42	117.17	122.10	127.43	132.95	138.73	144.70
151.14	157.70	164.72	171.90	179.55	187.46	195.70	204.20	213.22	222.51
232.17	242.21	252.63	263.43	274.64	286.26	298.30	310.78	323.01	337.40
351.59	366.33	381.68	397.62	414.16	431.32	449.09	467.47	486.47	506.10
526.34	547.23	568.72	590.83	613.54	636.84	660.75	685.24	710.30	735.84
761.87	788.20	815.14	842.49	870.14	898.02	926.21	954.77	983.50	1012.50

1374.92	1375.92	1376.92	1377.92	1378.92	1379.92	1380.92	1381.92	1382.92	1383.92
1384.92	1385.92	1386.92	1387.92	1388.92	1389.92	1390.92	1391.92	1392.92	1393.92
1411.91	1412.92	1413.92	1414.93	1415.94	1416.95	1417.96	1418.97	1419.97	1420.98
1421.99	1423.00	1424.01	1425.02	1426.03	1427.03	1428.04	1429.04	1430.05	1431.05
1432.05	1433.05	1434.04	1435.04	1436.04	1437.03	1438.03	1439.02	1440.02	1441.02
1442.01	1443.01	1444.01	1445.00	1446.00	1447.00	1448.00	1449.00	1450.00	1450.00
1449.99	1449.99	1450.00	1450.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.56				ELEMENTO NUMERO 169		TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=		490.99	BALANCE 48758
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.78				ELEMENTO NUMERO 170		TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=		505.19	BALANCE 41975
BALANCE NUMERO 420.55									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 504.33									

20.00	55.36	55.69	56.08	56.36	57.10	57.72	58.42	59.19	60.04
60.97	61.70	63.07	64.24	65.49	66.83	68.25	69.75	71.25	73.03
74.00	76.56	78.62	80.67	82.81	85.05	87.39	89.63	92.37	95.00
97.75	100.59	103.57	106.70	109.97	113.39	116.97	120.70	124.60	128.66
132.90	137.30	141.99	146.65	151.61	156.75	162.00	167.61	173.35	179.20
185.43	191.79	198.37	205.17	212.19	219.43	226.91	234.62	242.56	250.75
257.19	267.05	276.79	285.90	295.44	305.16	315.23	325.66	336.44	347.59
359.10	370.98	383.24	395.87	408.89	422.29	436.08	450.26	464.82	479.79
495.14	510.89	527.94	543.57	560.49	577.79	595.49	613.56	632.02	650.85
670.26	689.63	709.57	729.00	750.33	771.15	792.24	813.61	835.25	857.16
879.31	901.72	924.31	947.10	970.07	993.21	1016.51	1039.97	1063.57	1087.30
1111.16	1135.11	1159.14	1183.24	1207.41	1231.63	1255.91	1280.24	1304.60	1328.99
1353.39	1377.81	1403.22	1404.21	1405.19	1406.18	1407.16	1408.15	1409.14	1410.12
1411.11	1412.10	1413.09	1414.08	1415.07	1416.06	1417.05	1418.05	1419.04	1420.03
1421.02	1422.01	1423.00	1423.99	1424.98	1425.97	1426.96	1427.96	1428.95	1429.94
1430.93	1431.92	1432.90	1433.89	1434.87	1435.85	1436.83	1437.80	1438.77	1439.73
1440.69	1441.64	1442.59	1443.53	1444.46	1445.39	1446.32	1447.24	1448.16	1449.08
1450.00	1450.00	1450.00	1450.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.71				ELEMENTO NUMERO 171		TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=		519.57	BALANCE 43177
BALANCE NUMERO 437.94									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 526.95									

20.00	59.61	59.97	60.41	60.92	61.51	62.17	62.92	63.74	64.64
65.62	66.69	67.84	69.07	70.38	71.78	73.27	74.84	76.51	78.26
80.10	82.04	84.07	86.19	88.41	90.73	93.15	95.66	98.27	100.99
103.84	106.03	109.97	113.25	116.68	120.26	124.00	127.89	131.95	136.10
140.59	145.15	149.91	154.84	159.94	165.27	170.77	176.46	182.36	188.46
194.76	201.28	208.01	214.95	222.11	229.50	237.11	244.96	253.03	261.34
269.89	278.60	287.73	297.03	306.60	316.50	326.74	337.33	348.26	359.56
371.20	383.21	395.50	408.32	421.43	434.91	448.77	463.00	477.61	492.59
								2	644.
									663.00

524.29	548.08	554.87	572.58	589.27	606.48	623.87	641.67	659.84	678.34
697.16	716.32	735.74	755.43	775.38	795.58	816.03	836.72	857.65	878.81
908.28	921.78	943.53	965.44	987.54	1009.77	1032.15	1054.67	1077.32	1100.11
1122.99	1145.95	1168.99	1192.18	1215.27	1238.49	1261.76	1285.05	1308.36	1331.68
1356.99	1378.27	1401.58	1423.39	1445.28	1464.16	1485.83	1485.89	1486.74	1487.59
1488.42	1489.25	1418.87	1418.68	1411.68	1412.46	1413.24	1414.88	1414.76	1415.58
1416.22	1416.93	1417.63	1418.32	1418.98	1419.64	1420.27	1420.89	1421.49	1422.27
1422.44	1423.18	1423.78	1424.20	1424.68	1425.13	1425.57	1425.98	1426.36	1426.73
1427.66	1427.38	1427.66	1427.92	1428.16	1428.37	1428.55	1428.73	1428.82	1428.92
1428.99	1429.83	1429.85	1429.83						

SALANCE NUMERO 46123
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO

554.81

28.88	45.53	65.94	66.43	66.99	67.64	68.36	69.17	70.05	71.02
72.08	73.21	74.43	75.74	77.13	78.61	80.17	81.83	83.58	85.41
87.34	89.37	91.48	93.69	96.00	98.40	100.98	103.53	106.30	109.28
112.34	115.42	118.74	122.22	125.85	129.63	133.57	137.67	141.93	146.37
153.97	155.75	160.71	165.84	171.17	176.68	182.38	188.27	194.36	200.65
207.14	213.84	220.75	227.87	235.21	242.76	250.53	258.52	266.74	275.19
283.44	292.91	301.78	311.44	321.26	331.39	341.83	352.61	363.73	375.18
383.98	399.13	411.63	424.48	437.69	451.25	465.18	479.46	494.18	509.18
524.46	540.17	556.24	572.66	589.43	606.56	624.83	641.84	660.88	679.49
697.31	716.47	735.89	755.57	775.52	795.72	816.16	836.83	857.78	878.93

908.32	921.89	943.64	965.56	987.64	1009.87	1032.24	1054.76	1077.41	1100.19
1123.86	1146.81	1169.85	1192.15	1215.31	1238.52	1261.78	1285.06	1308.36	1331.66
1356.95	1378.22	1401.43	1423.32	1445.21	1464.88	1484.95	1485.81	1486.66	1487.58
1488.34	1489.16	1489.98	1418.78	1411.58	1412.36	1413.13	1413.89	1414.64	1415.38
1416.18	1416.91	1417.58	1418.18	1418.84	1419.49	1420.12	1420.73	1421.33	1421.91
1422.46	1423.39	1423.52	1424.82	1424.58	1424.95	1425.38	1425.79	1426.17	1426.53
1426.86	1427.17	1427.45	1427.71	1427.94	1428.15	1428.33	1428.48	1428.61	1428.78

SALANCE NUMERO 46193
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO

555.65

28.88	45.71	66.12	66.61	67.18	67.82	68.55	69.36	70.25	71.22
72.27	73.41	74.63	75.94	77.33	78.81	80.38	82.04	83.79	85.63
87.56	89.59	91.78	93.92	96.23	98.63	101.14	103.77	106.54	109.45

101.00	103.07	101.03	106.17	171.50	177.02	182.72	189.62	194.72	201.01
207.01	214.20	221.13	228.26	235.60	243.15	250.92	258.92	267.14	275.68
304.29	293.22	302.40	311.88	321.69	331.81	342.27	353.06	364.18	375.64
387.45	379.50	412.10	424.96	439.17	451.73	465.66	479.94	494.58	509.53
524.94	540.45	556.70	573.13	589.91	607.03	624.49	642.30	660.45	678.94
697.75	716.40	736.31	755.99	775.92	796.11	816.55	837.23	858.15	879.30
909.67	922.23	943.96	965.07	987.93	1010.15	1032.51	1055.01	1077.65	1100.41
1123.26	1146.20	1169.21	1192.29	1215.42	1238.61	1261.83	1285.08	1308.34	1331.60
1354.83	1378.06	1401.22	1424.10	1442.98	1465.85	1488.72	1495.57	1496.42	1407.25
1408.23	1406.50	1409.70	1410.50	1411.28	1412.06	1412.82	1413.57	1414.30	1415.03
1415.74	1416.43	1417.12	1417.78	1418.43	1419.07	1419.68	1420.28	1420.86	1421.43
1421.97	1422.49	1423.00	1423.49	1423.95	1424.39	1424.81	1425.21	1425.58	1425.93
1426.24	1426.55	1426.85	1427.08	1427.39	1427.50	1427.68	1427.82	1427.94	1428.04
1428.11	1428.15	1428.16	1428.15						
BALANCE NUMERO 53209									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 555.74									

TEMPERATURAS

20.20	55.72	66.14	66.62	67.19	67.94	68.57	69.37	70.26	71.23
72.29	73.43	74.65	75.96	77.35	78.83	80.40	82.06	83.81	85.65
87.58	89.50	91.72	93.94	96.25	98.65	101.16	103.79	106.56	109.47
112.51	115.70	119.03	122.51	126.15	129.93	133.88	137.99	142.26	146.70
151.31	155.09	161.06	166.20	171.53	177.05	182.75	188.65	194.75	201.05
207.55	214.25	221.16	228.29	235.63	243.18	250.96	258.95	267.19	275.63
284.33	293.26	302.43	311.92	321.72	331.85	342.31	353.10	364.22	375.68
387.49	399.64	412.15	425.08	439.21	451.77	465.70	479.98	494.62	509.62
524.98	540.49	556.76	573.18	589.95	607.07	624.53	642.34	660.49	678.99
697.79	716.94	736.35	756.02	775.96	796.15	816.58	837.26	858.19	879.33
909.70	922.26	943.99	965.89	987.95	1010.17	1032.53	1055.03	1077.67	1100.43
1123.28	1146.22	1169.22	1192.30	1215.43	1238.61	1261.83	1285.08	1308.34	1331.59
1354.84	1378.06	1401.23	1424.20	1442.96	1465.83	1488.70	1495.55	1496.39	1407.23
1408.26	1408.87	1409.68	1410.47	1411.26	1412.03	1412.79	1413.54	1414.27	1415.00
1415.71	1416.40	1417.08	1417.75	1418.40	1419.03	1419.64	1420.24	1420.82	1421.39
1421.93	1422.45	1422.95	1423.44	1423.90	1424.34	1424.75	1425.15	1425.52	1425.87
1426.19	1426.49	1426.77	1427.02	1427.26	1427.44	1427.61	1427.76	1427.88	1427.97
1428.04	1428.08	1428.10	1428.08						
BALANCE NUMERO 46258									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 556.43									

9.5.88	946.78	963.49	998.42	1012.51	1034.74	1057.18	1079.58	1102.17
1124.84	1147.58	1170.37	1193.21	1216.09	1239.08	1261.92	1284.84	1307.73
1330.41	1353.16	1376.82	1399.68	1408.53	1401.37	1402.28	1403.82	1403.82
1405.39	1406.15	1406.98	1407.64	1408.34	1409.07	1409.77	1410.45	1411.12
1412.48	1413.82	1413.62	1414.21	1414.78	1415.34	1415.87	1416.39	1416.89
1417.84	1418.29	1418.72	1419.13	1419.52	1419.89	1420.24	1420.57	1420.88
1421.44	1421.69	1421.92	1422.13	1422.31	1422.48	1422.62	1422.74	1422.84
1422.97	1423.28	1423.32	1423.81					

BALANCE NUMERO 46308
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 562.91

TEMPERATURAS

20.88	67.28	67.78	68.21	68.79	69.45	70.19	71.01	71.92	72.91
73.98	75.13	76.37	77.78	79.11	80.61	82.28	83.87	85.64	87.58
89.45	91.58	93.64	95.87	98.19	100.62	103.17	105.85	108.66	111.61
114.78	117.94	121.32	124.84	128.53	132.36	136.36	140.51	144.83	149.32
153.98	158.82	163.33	169.82	174.40	179.94	185.72	191.67	197.81	204.15
210.69	217.44	224.40	231.56	238.94	246.53	254.34	262.37	270.63	279.13
287.96	296.83	306.84	315.57	325.42	335.68	346.18	356.93	368.18	379.68
391.44	403.63	416.14	429.84	442.27	455.85	469.79	484.08	498.72	513.72
529.07	544.77	560.32	577.22	593.94	611.05	628.49	646.26	664.37	683.82
701.68	720.66	739.98	759.58	779.43	799.53	819.89	840.48	861.31	882.36
903.64	925.89	946.71	968.49	990.43	1012.52	1034.74	1057.18	1079.58	1102.17
1124.84	1147.58	1170.37	1193.21	1216.10	1239.08	1261.92	1284.84	1307.73	1330.68
1353.41	1376.15	1398.81	1399.68	1408.53	1401.37	1402.28	1403.81	1403.82	1404.61
1405.39	1406.15	1406.98	1407.64	1408.34	1409.07	1409.76	1410.44	1411.11	1411.76
1412.39	1413.31	1413.62	1414.21	1414.78	1415.33	1415.87	1416.39	1416.89	1417.37
1417.84	1418.28	1418.71	1419.12	1419.51	1419.89	1420.23	1420.56	1420.88	1421.17
1421.44	1421.69	1421.91	1422.12	1422.30	1422.47	1422.61	1422.73	1422.83	1422.91
1422.96	1422.99	1423.88	1422.99						

BALANCE NUMERO 45888
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 562.91

20.88	67.28	67.78	68.21	68.79	69.45	70.19	71.02	71.92	72.91
73.98	75.13	76.37	77.78	79.11	80.61	82.28	83.88	85.65	87.51
89.46	91.58	93.64	95.87	98.20	100.62	103.17	105.85	108.67	111.62
114.71	117.94	121.32	124.85	128.53	132.37	136.36	140.52	144.84	149.33
153.99	158.82	163.84	169.83	174.41	179.97	185.72	191.67	197.81	204.15
210.78	217.45	224.48	231.57	238.94	246.54	254.35	262.38	270.64	279.13

371.42	402.84	412.17	422.25	442.23	452.84	462.30	482.73	512.73
523.32	544.28	548.43	577.23	593.97	611.04	623.49	644.39	672.83
721.11	728.86	732.96	752.53	775.44	797.54	813.99	841.31	882.37
935.84	922.39	946.71	968.49	990.43	1012.52	1034.75	1070.59	1121.13
1124.84	1147.29	1170.37	1193.52	1216.10	1239.00	1261.92	1294.34	1332.59
1373.41	1376.12	1398.01	1399.67	1408.52	1401.37	1402.17	1403.31	1404.62
1407.33	1476.14	1435.39	1407.63	1408.35	1407.84	1409.74	1411.10	1411.75
1412.59	1413.11	1413.41	1414.20	1414.77	1415.32	1415.96	1416.39	1417.35
1417.53	1418.22	1418.71	1419.12	1419.51	1419.83	1420.23	1420.57	1421.16
1421.53	1421.85	1421.91	1422.11	1422.30	1422.46	1422.63	1422.72	1422.82
1422.72	1422.82	1422.88	1422.99					

16.1	17.12	182.42	189.72	197.00	204.29	211.55	218.81	226.06	233.31
240.54	247.77	254.98	262.19	269.38	276.57	283.76	290.94	298.12	305.29
312.44	319.59	326.73	333.86	340.98	348.09	355.19	362.27	369.34	376.39
383.43	390.46	397.47	404.47	411.45	418.41	425.36	432.29	439.21	446.10
452.98	459.84	466.68	473.51	480.31	487.09	493.85	500.59	507.31	513.99
520.65	527.27	533.87	540.43	546.96	553.45	559.91	566.34	572.73	579.09
585.41	591.78	597.95	604.16	610.34	616.48	622.59	628.65	634.68	640.67
646.61	652.52	658.40	664.23	670.02	675.77	681.48	687.13	692.77	698.36
703.90	709.40	714.85	720.26	725.63	730.94	736.21	741.43	746.61	751.73
756.81	761.84	766.82	771.76	776.64	781.47	786.25	790.98	795.65	800.28
804.85	809.37	813.84	818.26	822.63	826.94	831.21	835.43	839.61	843.73
847.78	851.90	855.97	860.00	864.00	867.96	871.88	875.75	879.58	883.36
887.10	890.83	894.51	898.14	901.72	905.25	908.73	912.16	915.54	918.87
922.25	925.58	928.86	932.09	935.27	938.40	941.48	944.51	947.49	950.42
953.30	956.17	958.99	961.76	964.48	967.15	969.77	972.34	974.86	977.33
979.75	982.11	984.42	986.68	988.89	991.05	993.16	995.22	997.23	999.19
1001.10	1002.91	1004.67	1006.38	1008.04	1009.65	1011.21	1012.72	1014.18	1015.59
1016.95	1018.27	1019.54	1020.76	1021.93	1023.05	1024.12	1025.14	1026.11	1027.03
1027.90	1028.72	1029.49	1030.21	1030.88	1031.50	1032.07	1032.59	1033.06	1033.48
1033.85	1034.17	1034.44	1034.66	1034.83	1034.95	1035.02	1035.04	1035.11	1035.13
1035.15	1035.17	1035.19	1035.21	1035.23	1035.25	1035.27	1035.29	1035.31	1035.33
1035.35	1035.37	1035.39	1035.41	1035.43	1035.45	1035.47	1035.49	1035.51	1035.53
1035.55	1035.57	1035.59	1035.61	1035.63	1035.65	1035.67	1035.69	1035.71	1035.73
1035.75	1035.77	1035.79	1035.81	1035.83	1035.85	1035.87	1035.89	1035.91	1035.93
1035.95	1035.97	1035.99	1036.01	1036.03	1036.05	1036.07	1036.09	1036.11	1036.13
1036.15	1036.17	1036.19	1036.21	1036.23	1036.25	1036.27	1036.29	1036.31	1036.33
1036.35	1036.37	1036.39	1036.41	1036.43	1036.45	1036.47	1036.49	1036.51	1036.53
1036.55	1036.57	1036.59	1036.61	1036.63	1036.65	1036.67	1036.69	1036.71	1036.73
1036.75	1036.77	1036.79	1036.81	1036.83	1036.85	1036.87	1036.89	1036.91	1036.93
1036.95	1036.97	1036.99	1037.01	1037.03	1037.05	1037.07	1037.09	1037.11	1037.13
1037.15	1037.17	1037.19	1037.21	1037.23	1037.25	1037.27	1037.29	1037.31	1037.33
1037.35	1037.37	1037.39	1037.41	1037.43	1037.45	1037.47	1037.49	1037.51	1037.53
1037.55	1037.57	1037.59	1037.61	1037.63	1037.65	1037.67	1037.69	1037.71	1037.73
1037.75	1037.77	1037.79	1037.81	1037.83	1037.85	1037.87	1037.89	1037.91	1037.93
1037.95	1037.97	1037.99	1038.01	1038.03	1038.05	1038.07	1038.09	1038.11	1038.13
1038.15	1038.17	1038.19	1038.21	1038.23	1038.25	1038.27	1038.29	1038.31	1038.33
1038.35	1038.37	1038.39	1038.41	1038.43	1038.45	1038.47	1038.49	1038.51	1038.53
1038.55	1038.57	1038.59	1038.61	1038.63	1038.65	1038.67	1038.69	1038.71	1038.73
1038.75	1038.77	1038.79	1038.81	1038.83	1038.85	1038.87	1038.89	1038.91	1038.93
1038.95	1038.97	1038.99	1039.01	1039.03	1039.05	1039.07	1039.09	1039.11	1039.13
1039.15	1039.17	1039.19	1039.21	1039.23	1039.25	1039.27	1039.29	1039.31	1039.33
1039.35	1039.37	1039.39	1039.41	1039.43	1039.45	1039.47	1039.49	1039.51	1039.53
1039.55	1039.57	1039.59	1039.61	1039.63	1039.65	1039.67	1039.69	1039.71	1039.73
1039.75	1039.77	1039.79	1039.81	1039.83	1039.85	1039.87	1039.89	1039.91	1039.93
1039.95	1039.97	1039.99	1040.01	1040.03	1040.05	1040.07	1040.09	1040.11	1040.13
1040.15	1040.17	1040.19	1040.21	1040.23	1040.25	1040.27	1040.29	1040.31	1040.33
1040.35	1040.37	1040.39	1040.41	1040.43	1040.45	1040.47	1040.49	1040.51	1040.53
1040.55	1040.57	1040.59	1040.61	1040.63	1040.65	1040.67	1040.69	1040.71	1040.73
1040.75	1040.77	1040.79	1040.81	1040.83	1040.85	1040.87	1040.89	1040.91	1040.93
1040.95	1040.97	1040.99	1041.01	1041.03	1041.05	1041.07	1041.09	1041.11	1041.13
1041.15	1041.17	1041.19	1041.21	1041.23	1041.25	1041.27	1041.29	1041.31	1041.33
1041.35	1041.37	1041.39	1041.41	1041.43	1041.45	1041.47	1041.49	1041.51	1041.53
1041.55	1041.57	1041.59	1041.61	1041.63	1041.65	1041.67	1041.69	1041.71	1041.73
1041.75	1041.77	1041.79	1041.81	1041.83	1041.85	1041.87	1041.89	1041.91	1041.93
1041.95	1041.97	1041.99	1042.01	1042.03	1042.05	1042.07	1042.09	1042.11	1042.13
1042.15	1042.17	1042.19	1042.21	1042.23	1042.25	1042.27	1042.29	1042.31	1042.33
1042.35	1042.37	1042.39	1042.41	1042.43	1042.45	1042.47	1042.49	1042.51	1042.53
1042.55	1042.57	1042.59	1042.61	1042.63	1042.65	1042.67	1042.69	1042.71	1042.73
1042.75	1042.77	1042.79	1042.81	1042.83	1042.85	1042.87	1042.89	1042.91	1042.93
1042.95	1042.97	1042.99	1043.01	1043.03	1043.05	1043.07	1043.09	1043.11	1043.13
1043.15	1043.17	1043.19	1043.21	1043.23	1043.25	1043.27	1043.29	1043.31	1043.33
1043.35	1043.37	1043.39	1043.41	1043.43	1043.45	1043.47	1043.49	1043.51	1043.53
1043.55	1043.57	1043.59	1043.61	1043.63	1043.65	1043.67	1043.69	1043.71	1043.73
1043.75	1043.77	1043.79	1043.81	1043.83	1043.85	1043.87	1043.89	1043.91	1043.93
1043.95	1043.97	1043.99	1044.01	1044.03	1044.05	1044.07	1044.09	1044.11	1044.13
1044.15	1044.17	1044.19	1044.21	1044.23	1044.25	1044.27	1044.29	1044.31	1044.33
1044.35	1044.37	1044.39	1044.41	1044.43	1044.45	1044.47	1044.49	1044.51	1044.53
1044.55	1044.57	1044.59	1044.61	1044.63	1044.65	1044.67	1044.69	1044.71	1044.73
1044.75	1044.77	1044.79	1044.81	1044.83	1044.85	1044.87	1044.89	1044.91	1044.93
1044.95	1044.97	1044.99	1045.01	1045.03	1045.05	1045.07	1045.09	1045.11	1045.13
1045.15	1045.17	1045.19	1045.21	1045.23	1045.25	1045.27	1045.29	1045.31	1045.33
1045.35	1045.37	1045.39	1045.41	1045.43	1045.45	1045.47	1045.49	1045.51	1045.53
1045.55	1045.57	1045.59	1045.61	1045.63	1045.65	1045.67	1045.69	1045.71	1045.73
1045.75	1045.77	1045.79	1045.81	1045.83	1045.85	1045.87	1045.89	1045.91	1045.93
1045.95	1045.97	1045.99	1046.01	1046.03	1046.05	1046.07	1046.09	1046.11	1046.13
1046.15	1046.17	1046.19	1046.21	1046.23	1046.25	1046.27	1046.29	1046.31	1046.33
1046.35	1046.37	1046.39	1046.41	1046.43	1046.45	1046.47	1046.49	1046.51	1046.53
1046.55	1046.57	1046.59	1046.61	1046.63	1046.65	1046.67	1046.69	1046.71	1046.73
1046.75	1046.77	1046.79	1046.81	1046.83	1046.85	1046.87	1046.89	1046.91	1046.93
1046.95	1046.97	1046.99	1047.01	1047.03	1047.05	1047.07	1047.09	1047.11	1047.13
1047.15	1047.17	1047.19	1047.21	1047.23	1047.25	1047.27	1047.29	1047.31	1047.33
1047.35	1047.37	1047.39	1047.41	1047.43	1047.45	1047.47	1047.49	1047.51	1047.53
1047.55	1047.57	1047.59	1047.61	1047.63	1047.65	1047.67	1047.69	1047.71	1047.73
1047.75	1047.77	1047.79	1047.81	1047.83	1047.85	1047.87	1047.89	1047.91	1047.93
1047.95	1047.97	1047.99	1048.01	1048.03	1048.05	1048.07	1048.09	1048.11	1048.13
1048.15	1048.17	1048.19	1048.21	1048.23	1048.25	1048.27	1048.29	1048.31	1048.33
1048.35	1048.37	1048.39	1048.41	1048.43	1048.45	1048.47	1048.49	1048.51	1048.53
1048.55	1048.57	1048.59	1048.61	1048.63	1048.65	1048.67	1048.69	1048.71	1048.73
1048.75	1048.77	1048.79	1048.81	1048.83	1048.85	1048.87	1048.89	1048.91	1048.93
1048.95	1048.97	1048.99	1049.01	1049.03	1049.05	1049.07	1049.09	1049.11	1049.13
1049.15	1049.17	1049.19	1049.21	1049.23	1049.25	1049.27	1049.29	1049.31	1049.33
1049.35	1049.37	1049.39	1049.41	1049.43	1049.45	1049.47	1049.49	1049.51	1049.53
1049.55	1049.57	1049.59	1049.61	1049.63	1049.65	1049.67	1049.69	1049.71	1049.73
1049.75	1049.77	1049.79	1049.81	1049.83	1049.85	1049.87	1049.89	1049.91	1049.93
1049.95	1049.97	1049.99	1050.01	1050.03	1050.05	1050.07	1050.09	1050.11	1050.13
1050.15	1050.17	1050.19	1050.21	1050.23	1050.25	1050.27	1050.29	1050.31	1050.33
1050.35	1050.37	1050.39	1050.41	1050.43	1050.45	1050.47	1050.49	1050.51	1050.53
1050.55	1050.57	1050.59	1050.61	1050.63	1050.65	1050.67	1050.69	1050.71	1050.73
1050.75	1050.77	1050.79	1050.81	1050.83	1050.85	1050.87	1050.89	1050.91	1050.93
1050.95	1050.97	1050.99	1051.01	1051.03	1051.05	1051.07	1051.09	1051.11	1051.13
1051.15	105								

588.33	588.56	592.75	598.91	605.83	611.11	617.16	623.17	629.14	635.07
640.96	646.81	652.63	658.41	664.14	669.84	675.49	681.11	686.68	692.21
697.70	703.15	708.55	713.91	719.22	724.48	729.70	734.87	740.00	745.07
750.10	755.08	760.01	764.90	769.73	774.51	779.24	783.92	788.55	793.12
797.65	802.12	806.53	811.70	816.87	821.93	827.03	832.19	837.35	842.50
847.80	852.94	858.09	863.23	868.36	873.49	878.62	883.75	888.87	893.99
899.11	904.22	909.33	914.43	919.53	924.63	929.72	934.81	939.89	944.98
949.05	954.13	959.20	964.27	969.33	974.39	979.45	984.50	989.55	994.60
999.64	1004.67	1009.71	1014.74	1019.77	1024.79	1029.81	1034.83	1039.84	1044.85
1049.86	1054.87	1059.87	1064.87	1069.87	1074.87	1079.87	1084.87	1089.87	1094.87
BALANCE NUMERO 296000									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3729.88									

TEMPERATURAS

20.00	27.32	34.64	41.96	49.28	56.60	63.91	71.21	78.51	85.80
93.08	100.35	107.61	114.85	122.08	129.30	136.51	143.72	150.91	158.11
165.34	172.48	179.65	186.82	193.97	201.12	208.27	215.40	222.53	229.64
236.75	243.84	250.93	258.02	265.27	272.14	279.19	286.34	293.29	300.33
307.36	314.38	321.39	328.39	335.38	342.35	349.32	356.27	363.21	370.13
377.04	383.94	390.82	397.69	404.54	411.37	418.19	424.99	431.77	438.54
445.29	452.02	458.73	465.42	472.09	478.75	485.38	491.99	498.58	505.14
511.68	518.19	524.67	531.11	537.52	543.90	550.24	556.55	562.83	569.07
575.27	581.45	587.58	593.68	599.74	605.77	611.76	617.71	623.62	629.50
635.34	641.13	646.89	652.61	658.30	663.94	669.54	675.10	680.62	686.09
691.53	696.92	702.27	707.57	712.83	718.05	723.21	728.33	733.41	738.43
743.41	748.34	753.22	758.05	762.83	767.56	772.24	776.87	781.45	785.98
790.45	794.87	799.24	799.41	799.57	799.73	799.89	800.04	800.19	800.34
800.49	800.63	800.77	800.91	801.04	801.17	801.30	801.43	801.55	801.67
801.79	801.89	802.00	802.10	802.21	802.30	802.39	802.48	802.57	802.65
802.73	802.80	802.88	802.94	803.01	803.07	803.12	803.18	803.23	803.27
803.31	803.35	803.39	803.42	803.44	803.47	803.49	803.50	803.52	803.53
803.54	803.54	803.53	803.54	803.54	803.54	803.54	803.54	803.54	803.54
BALANCE NUMERO 295000									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3797.02									

TEMPERATURAS

20.00	27.34	34.52	41.77	49.03	56.28	63.53	70.77	78.00	85.23
92.45	99.65	106.85	114.03	121.20	128.35	135.50	142.64	149.77	156.90
164.03	171.14	178.25	185.35	192.45	199.53	206.61	213.68	220.74	227.79
234.84	241.87	248.89	255.90	262.91	269.90	276.89	283.88	290.85	297.83
304.79	311.75	318.70	325.63	332.56	339.47	346.37	353.26	360.14	367.00
373.95	380.88	387.80	394.70	401.59	408.46	415.31	422.15	428.97	435.77
444.55	451.35	458.13	464.90	471.65	478.39	485.11	491.81	498.49	505.14

537.23	513.48	528.89	526.48	532.83	539.15	545.43	551.69	557.98	564.89
578.23	576.35	582.42	588.47	594.47	600.45	606.38	612.27	618.13	623.95
629.73	635.47	641.18	646.84	652.47	658.06	663.68	669.11	674.57	679.99
685.35	690.71	696.01	701.26	706.47	711.63	716.74	721.81	726.84	731.81
736.73	741.61	746.44	751.22	755.95	760.63	765.26	769.84	774.36	778.84
783.26	787.63	791.94	792.11	792.27	792.43	792.58	792.73	792.88	793.03
793.18	793.32	793.46	793.59	793.72	793.85	793.98	794.10	794.22	794.34
794.46	794.57	794.68	794.78	794.88	794.98	795.07	795.16	795.25	795.33
795.41	795.48	795.55	795.62	795.68	795.74	795.80	795.85	795.90	795.95
795.99	796.03	796.06	796.09	796.12	796.14	796.16	796.18	796.19	796.20
796.21	796.22	796.22	796.22						

BALANCE NUMERO 386388
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3864.16

TEMPERATURAS

20.88	27.19	34.39	41.58	48.78	55.96	63.15	70.33	77.50	84.66
91.92	98.96	106.09	113.21	120.31	127.48	134.49	141.56	148.64	155.78
162.76	169.82	176.84	183.98	190.93	197.96	204.97	211.98	218.98	225.97
232.95	239.92	246.88	253.82	260.76	267.69	274.62	281.54	288.45	295.36
302.26	309.15	316.03	322.98	329.76	336.61	343.45	350.27	357.08	363.88
378.66	377.43	384.18	390.92	397.64	404.35	411.04	417.71	424.37	431.01
437.63	444.23	450.82	457.38	463.93	470.45	476.96	483.44	489.91	496.35
502.77	509.16	515.52	521.85	528.14	534.41	540.63	546.83	552.99	559.12
565.21	571.26	577.29	583.27	589.22	595.14	601.01	606.85	612.66	618.42
624.14	629.83	635.48	641.09	646.66	652.19	657.68	663.13	668.54	673.91
679.24	684.52	689.76	694.96	700.12	705.23	710.29	715.31	720.27	725.28
730.27	734.98	739.67	744.48	749.08	753.78	758.28	762.81	767.28	771.71
776.88	780.39	784.66	788.82	792.98	797.14	801.29	805.44	809.59	813.73
817.86	821.82	825.15	828.28	831.42	834.54	837.67	840.79	843.91	847.02
849.14	852.25	855.35	858.46	861.56	864.65	867.75	870.84	873.92	877.00
879.08	882.16	885.23	888.29	891.36	894.42	897.48	900.53	903.58	906.62
909.66	912.70	915.74	918.77	921.79	924.82	927.84	930.85	933.87	936.88
939.89	942.92	945.89	948.92						

BALANCE NUMERO 386388
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3864.16

TEMPERATURAS

20.88	27.13	34.26	41.39	48.52	55.65	62.77	69.88	76.99	84.09
91.15	98.25	105.33	112.39	119.43	126.45	133.47	140.49	147.50	154.50

424.82	418.34	412.80	412.85	419.33	422.88	425.48	430.82	435.51	437.87
440.50	444.03	447.48	450.60	454.30	457.67	461.82	464.34	467.84	470.92
474.16	477.39	480.53	483.75	486.98	490.02	493.10	496.17	499.20	502.20
505.17	508.10	511.00	511.11	511.21	511.32	511.42	511.52	511.62	511.72
511.81	511.90	511.99	512.08	512.17	512.25	512.33	512.41	512.49	512.56
512.63	512.70	512.77	512.84	512.90	512.96	513.02	513.08	513.13	513.18
513.22	513.28	513.33	513.37	513.41	513.45	513.49	513.52	513.55	513.59
513.61	513.64	513.66	513.68	513.70	513.72	513.74	513.75	513.76	513.77
513.77	513.78	513.78	513.78						

BALANCE NUMERO 538890
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6588.98

TEMPERATURAS

20.00	24.58	29.17	33.75	38.33	42.91	47.49	52.06	56.63	61.19
65.75	70.30	74.84	79.27	83.89	88.48	92.90	97.39	101.86	106.33
110.80	115.26	119.72	124.17	128.61	133.05	137.49	141.91	146.33	150.75
155.16	159.56	163.95	168.33	172.71	177.08	181.44	185.79	190.14	194.47
198.80	203.11	207.42	211.72	216.00	220.28	224.55	228.80	233.05	237.28
241.50	245.71	249.91	254.10	258.28	262.44	266.59	270.73	274.87	279.00
283.12	287.23	291.34	295.43	299.51	303.59	307.65	311.70	315.74	319.76
323.77	327.76	331.73	335.69	339.64	343.57	347.49	351.39	355.27	359.13
362.98	366.81	370.63	374.43	378.21	381.97	385.71	389.44	393.14	396.83
400.49	404.14	407.76	411.36	414.95	418.51	422.04	425.56	429.05	432.53
430.98	434.40	437.80	441.18	444.54	447.87	451.17	454.46	457.71	460.94
469.15	472.33	475.49	478.62	481.72	484.80	487.85	490.87	493.86	496.83
499.76	502.67	505.54	508.42	511.26	514.06	516.82	519.56	522.26	524.92
527.56	530.23	532.88	535.50	538.09	540.65	543.18	545.68	548.15	550.59
553.00	555.31	557.59	559.84	562.06	564.25	566.41	568.54	570.64	572.71
574.75	576.80	578.83	580.83	582.81	584.76	586.68	588.57	590.43	592.26
596.13	597.95	599.74	601.50	603.23	604.93	606.60	608.24	609.85	611.43
613.00	614.54	616.05	617.53	618.98	620.40	621.79	623.15	624.48	625.78

BALANCE NUMERO 535000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6647.57

TEMPERATURAS

20.00	24.54	29.07	33.61	38.15	42.68	47.21	51.74	56.26	60.77
65.28	69.79	74.28	78.74	83.24	87.70	92.15	96.59	101.02	105.45
109.87	114.28	118.69	123.10	127.49	131.89	136.27	140.66	145.03	149.40
153.76	158.11	162.46	166.80	171.13	175.45	179.77	184.07	188.37	192.66
196.94	201.21	205.47	209.72	213.96	218.19	222.41	226.62	230.82	235.01

198.80	203.11	207.42	211.72	216.00	220.28	224.55	228.80	233.03	237.28
241.50	245.71	249.91	254.10	258.28	262.44	266.59	270.73	274.87	279.00
283.12	287.23	291.34	295.43	299.51	303.59	307.65	311.70	315.74	319.76
323.77	327.76	331.73	335.69	339.64	343.57	347.49	351.39	355.27	359.13
362.98	366.81	370.63	374.43	378.21	381.97	385.71	389.44	393.14	396.83
400.49	404.14	407.76	411.36	414.95	418.51	422.04	425.56	429.05	432.53
435.98	439.48	442.88	446.18	449.34	452.87	456.17	459.46	462.71	465.94
469.15	472.33	475.49	478.62	481.72	484.80	487.85	490.87	493.86	496.83
499.74	502.67	505.54	508.43	511.29	514.14	516.96	519.74	522.49	525.21
528.93	531.64	534.33	536.99	539.62	542.22	544.79	547.33	549.84	552.31
554.76	557.23	559.68	562.10	564.49	566.85	569.18	571.48	573.74	575.96
578.15	580.43	582.68	584.89	587.06	589.19	591.28	593.33	595.34	597.31
599.25	601.19	603.09	604.94	606.74	608.50	610.21	611.87	613.48	615.04
616.55	618.07	619.54	620.96	622.33	623.65	624.91	626.12	627.28	628.39
629.45	630.51	631.52	632.48	633.39	634.25	635.06	635.82	636.53	637.19
637.80	638.36	638.82	639.19	639.46	639.63	639.70	639.76	639.81	639.85
639.88	639.91	639.93	639.94	639.95	639.95	639.95	639.95	639.95	639.95

SALANCE NUMERO 575080
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6647.57

TEMPERATURAS

20.00	24.54	29.07	33.61	38.15	42.68	47.21	51.74	56.26	60.77
65.26	69.79	74.38	78.76	83.24	87.70	92.15	96.59	101.02	105.45
109.87	114.28	118.69	123.10	127.49	131.89	136.27	140.66	145.03	149.40
153.76	158.11	162.46	166.80	171.13	175.45	179.77	184.07	188.37	192.66
196.94	201.21	205.47	209.72	213.96	218.19	222.41	226.62	230.82	235.01
239.19	243.35	247.51	251.65	255.78	259.90	264.01	268.10	272.19	276.27
280.34	284.48	288.66	292.51	296.54	300.57	304.59	308.59	312.58	316.55
320.51	324.46	328.39	332.38	336.28	340.09	343.96	347.81	351.65	355.47
359.28	363.06	366.84	370.59	374.33	378.04	381.74	385.42	389.08	392.72
396.35	399.95	403.53	407.09	410.63	414.15	417.64	421.12	424.57	428.00
431.40	434.79	438.15	441.48	444.80	448.09	451.35	454.59	457.81	461.00
464.16	467.31	470.42	473.51	476.58	479.62	482.63	485.61	488.57	491.51
494.41	497.29	500.14	502.95	505.76	508.56	511.33	514.06	516.76	519.43
522.05	524.64	527.13	529.61	532.08	534.54	536.98	539.40	541.80	544.18
546.54	548.83	551.11	553.38	555.64	557.88	560.10	562.30	564.48	566.64
568.79	570.94	573.08	575.20	577.30	579.38	581.44	583.48	585.50	587.50
589.48	591.44	593.38	595.29	597.18	599.05	600.90	602.72	604.52	606.29
608.04	609.79	611.51	613.21	614.88	616.52	618.13	619.71	621.27	622.80
624.30	625.79	627.25	628.68	630.08	631.45	632.79	634.10	635.38	636.63
637.85	639.07	640.26	641.42	642.55	643.65	644.71	645.74	646.74	647.71
648.65	649.51	650.34	651.13	651.89	652.61	653.29	653.93	654.53	655.09
655.61	656.15	656.65	657.11	657.53	657.91	658.25	658.55	658.81	659.03
659.21	659.37	659.49	659.57	659.61	659.63	659.63	659.63	659.63	659.63

659.63 659.63 659.63 659.63 659.63 659.63 659.63 659.63 659.63 659.63
ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 6640.20

- 481 -

A C E R O M O L D E A D O

AM.42CrMo4.

1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74
1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74	1407.74

1439.96 1439.96 1439.96 1439.96 1439.96 1439.96 1439.96 1439.96 1439.96 1439.96
 AMETAL 05720 ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 220.86
 INCREMENTO DE TIEMPO= 81216

CALOR LATENTE INTRODUCIDO 483.65 ELEMENTO NUMERO 147 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 227.43 BALANCE 19337
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 483.51 ELEMENTO NUMERO 148 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 237.34 BALANCE 20153
 BALANCE NUMERO 20357
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 239.84

20.00	21.26	21.27	21.30	21.35	21.41	21.48	21.57	21.67	21.79
21.93	22.09	22.26	22.46	22.67	22.91	23.17	23.45	23.74	24.10
24.47	24.07	25.39	25.77	26.28	26.83	27.42	28.05	28.74	29.47
30.26	31.10	32.01	32.98	34.02	35.13	36.31	37.58	38.92	40.36
41.89	43.51	45.24	47.07	49.02	51.08	53.26	55.58	58.03	60.61
63.34	66.22	69.26	72.47	75.84	79.38	83.11	87.03	91.14	95.45
99.78	104.72	109.74	115.10	120.78	126.79	133.16	139.89	147.00	154.51
162.41	170.74	179.58	188.78	198.35	208.48	219.08	230.17	241.77	253.98
266.51	279.49	293.42	307.71	322.72	338.46	354.97	372.24	390.35	409.23
429.93	449.46	470.80	492.98	516.00	539.81	564.44	589.88	616.14	643.19
671.03	699.53	728.99	758.94	789.53	820.66	852.34	884.55	917.26	950.34
983.79	1017.58	1051.68	1086.07	1120.71	1155.53	1190.58	1225.59	1260.78	1296.06
1331.43	1366.74	1403.56	1440.88	1478.64	1516.87	1555.58	1594.73	1634.36	1674.53
1715.88	1756.42	1797.83	1839.24	1880.65	1922.05	1963.44	2004.84	2046.23	2087.61
1429.88	1439.38	1431.75	1433.13	1434.51	1435.89	1437.25	1438.63	1440.00	1439.98
1439.96	1439.94	1439.91	1439.92	1439.91	1439.98	1439.89	1439.89	1439.89	1439.99
1439.89	1439.90	1439.90	1439.98	1439.91	1439.92	1439.92	1439.93	1439.94	1439.95

1439.96 1439.98 1439.99 1440.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 483.56 ELEMENTO NUMERO 149 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 247.46 BALANCE 20994
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 483.60 ELEMENTO NUMERO 150 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 257.75 BALANCE 21835
 BALANCE NUMERO 20837
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 260.16

20.00	22.13	22.15	22.20	22.26	22.34	22.45	22.57	22.71	22.89
23.06	23.27	23.51	23.77	24.05	24.37	24.71	25.09	25.49	25.93
26.41	26.93	27.49	28.09	28.73	29.42	30.16	30.95	31.80	32.71
35.68	36.72	37.82	38.99	40.24	41.57	42.97	44.45	46.02	47.68

107.54	111.37	115.27	119.34	123.60	128.04	132.67	137.49	142.32	147.25
153.20	159.04	164.74	170.05	177.19	183.76	190.37	197.64	204.95	212.51
228.34	228.43	236.78	245.41	254.32	263.53	273.03	282.04	292.95	303.30
314.21	325.44	337.07	349.12	361.59	374.40	387.88	401.54	415.75	430.39
445.47	460.99	476.97	493.40	510.27	527.59	545.33	563.56	582.21	601.30
620.03	640.79	661.18	681.99	703.23	724.81	746.72	768.97	791.54	814.42
837.69	861.00	884.84	909.00	933.14	957.61	982.27	1007.13	1032.16	1057.35
1082.71	1108.21	1133.81	1159.50	1185.27	1211.12	1237.03	1262.99	1289.01	1315.05
1341.12	1367.21	1394.36	1395.42	1396.48	1397.55	1398.61	1399.68	1400.74	1401.81
1402.07	1403.94	1405.88	1406.87	1407.13	1408.20	1409.26	1410.32	1411.39	1412.45
1413.52	1414.50	1415.65	1416.71	1417.77	1418.83	1419.89	1420.95	1422.00	1423.06
1424.12	1425.17	1426.23	1427.29	1428.35	1429.40	1430.46	1431.52	1432.58	1433.63
1434.69	1435.75	1436.81	1437.98	1438.94	1440.00	1439.99	1439.99	1439.99	1439.98

1439.99	1439.99	1439.99	1440.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	403.45		ELEMENTO NUMERO 146	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	446.54	BALANCE	17617		
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	403.42		ELEMENTO NUMERO 147	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	459.57	BALANCE	18739		
BALANCE NUMERO	39284								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	445.55								

20.00	47.11	47.36	47.48	48.07	48.53	49.05	49.44	50.30	51.04
51.84	52.72	53.67	54.69	55.00	56.98	58.23	59.57	60.99	62.49
64.25	65.75	67.51	69.36	71.30	73.33	75.46	77.68	80.00	82.42
84.94	87.56	90.29	93.13	96.07	99.13	102.30	105.63	109.11	112.75
116.56	120.54	124.69	129.01	133.52	138.22	143.11	148.20	153.40	158.97
164.67	170.59	176.72	183.08	189.67	196.48	203.54	210.83	218.37	226.16
234.20	242.50	251.06	259.88	268.99	278.39	288.00	298.00	308.37	319.05
330.11	341.57	353.42	365.67	378.33	391.40	404.88	418.78	433.09	447.83
462.99	478.57	494.58	511.02	527.87	545.15	562.85	580.97	599.50	618.44
637.79	657.54	677.69	698.23	719.16	740.40	761.95	783.80	805.95	828.38
851.09	874.07	897.31	920.81	944.59	968.39	992.46	1016.70	1041.10	1065.65
1090.35	1115.19	1140.12	1165.13	1190.21	1215.36	1240.56	1265.83	1291.12	1316.46
1341.92	1367.19	1393.60	1394.63	1395.67	1396.70	1397.74	1398.78	1399.81	1400.85
1401.89	1402.93	1403.96	1405.00	1406.04	1407.08	1408.11	1409.15	1410.19	1411.23
1412.26	1413.30	1414.34	1415.37	1416.41	1417.44	1418.47	1419.50	1420.53	1421.56
1422.59	1423.61	1424.64	1425.66	1426.68	1427.71	1428.73	1429.75	1430.77	1431.80
1432.82	1433.84	1434.87	1435.89	1436.92	1437.95	1438.97	1440.00	1440.00	1439.99

1439.99	1439.99	1440.00	1440.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	403.41		ELEMENTO NUMERO 146	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	473.08	BALANCE	17677		
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	403.40		ELEMENTO NUMERO 147	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	487.99	BALANCE	18701		
BALANCE NUMERO	39284								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	445.55								

1396.37	1397.19	1397.99	1398.76	1399.52	1400.27	1401.01	1401.73	1402.45	1403.14
1403.62	1404.49	1405.14	1405.76	1406.40	1407.00	1407.56	1408.15	1408.70	1409.23
1409.74	1410.24	1410.71	1411.16	1411.60	1412.01	1412.40	1412.76	1413.11	1413.43
1413.74	1414.01	1414.27	1414.50	1414.71	1414.89	1415.05	1415.19	1415.30	1415.39

1415.45 1415.49 1415.50
BALANCE NUMERO 43623
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 554.28

20.00	64.81	65.21	65.69	66.25	66.89	67.60	68.40	69.27	70.23
71.27	72.39	73.59	74.88	76.25	77.71	79.26	80.89	82.62	84.43
86.34	88.33	90.43	92.61	94.89	97.27	99.75	102.33	105.04	107.69
110.98	114.00	117.28	120.70	124.27	127.99	131.87	135.91	140.11	144.48
149.02	153.73	158.61	163.68	168.93	174.36	179.99	185.81	191.82	198.03
204.45	211.07	217.89	224.93	232.19	239.65	247.34	255.25	263.39	271.76
289.37	289.22	298.31	307.65	317.32	327.31	337.64	348.30	359.38	370.63
382.32	394.34	406.72	419.45	432.53	445.97	459.76	473.92	488.43	503.30
518.53	534.11	550.05	566.34	582.98	599.97	617.31	635.00	653.02	671.39
690.28	709.11	728.40	747.96	767.77	787.85	808.17	828.73	849.53	870.56
891.81	913.28	934.92	956.73	978.69	1000.81	1023.07	1045.48	1068.01	1090.66
1113.43	1136.27	1159.18	1182.15	1205.16	1228.22	1251.29	1274.39	1297.49	1320.56
1343.60	1366.58	1389.49	1398.38	1391.26	1392.12	1392.98	1393.82	1394.65	1395.47
1396.28	1397.08	1397.87	1398.64	1399.40	1400.15	1400.89	1401.61	1402.32	1403.01

1403.69	1404.35	1405.08	1405.64	1406.25	1406.85	1407.44	1408.00	1408.55	1409.08
1409.58	1410.07	1410.54	1410.99	1411.42	1411.83	1412.22	1412.58	1412.93	1413.25
1413.55	1413.83	1414.08	1414.31	1414.51	1414.70	1414.86	1414.99	1415.10	1415.19

1415.25 1415.29 1415.38
BALANCE NUMERO 46708
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 555.28

TEMPERATURAS

20.00	65.00	65.41	65.89	66.45	67.09	67.81	68.60	69.48	70.44
71.48	72.60	73.88	75.09	76.47	77.93	79.48	81.12	82.85	84.66
86.57	88.57	90.67	92.86	95.14	97.52	100.01	102.59	105.31	108.16
111.15	114.28	117.56	120.99	124.56	128.29	132.19	136.22	140.43	144.81
149.35	154.07	158.96	164.03	169.29	174.73	180.36	186.19	192.21	198.42
204.84	211.47	218.38	225.35	232.61	240.08	247.77	255.69	263.83	272.20
288.82	289.67	298.77	308.12	317.79	327.79	338.12	348.79	359.79	371.13
382.82	394.85	407.23	419.96	433.05	446.49	460.29	474.44	488.95	503.82
519.05	534.63	550.57	566.86	583.58	600.68	617.82	635.50	653.52	671.87
698.56	709.58	728.86	748.41	768.22	788.28	808.59	829.14	849.93	870.95
					1		1045.74	1068.25	1090.88

1341.35	1353.76	1384.87	1386.93	1387.78	1388.61	1389.43	1390.23	1391.02	1391.88
1392.56	1393.31	1394.05	1394.77	1395.47	1396.16	1396.83	1397.49	1398.13	1398.76
1399.37	1399.77	1400.55	1401.11	1401.66	1402.19	1402.78	1403.19	1403.67	1404.13
1404.57	1405.00	1405.41	1405.88	1406.17	1406.52	1406.85	1407.14	1407.43	1407.73
1407.98	1408.22	1408.43	1408.63	1408.80	1408.96	1409.09	1409.21	1409.38	1409.38
1409.43	1409.46	1409.47	1409.46						
BALANCE NUMERO		47488							
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO		563.58							

TEMPERATURAS

20.00	66.79	67.21	67.71	68.28	68.94	69.67	70.49	71.38	72.36
73.42	74.56	75.79	77.18	78.49	79.98	81.53	83.21	84.96	86.88
88.73	90.75	92.87	95.88	97.39	99.88	102.38	104.94	107.71	110.62
113.67	116.05	120.19	123.67	127.38	131.89	135.83	139.13	143.48	147.83
152.44	157.21	162.16	167.29	172.61	178.11	183.79	189.67	195.75	202.02
208.49	215.17	222.05	229.14	236.45	243.96	251.78	259.65	267.83	276.24
284.89	293.77	302.89	312.33	322.08	332.14	342.53	353.25	364.38	375.69
387.42	399.48	411.98	424.66	437.77	451.22	465.83	479.28	493.72	509.59
523.81	539.38	558.29	571.54	588.17	605.12	622.41	640.84	658.81	676.38
694.92	713.84	733.86	752.53	772.24	792.21	812.41	832.86	853.53	874.42
895.53	916.85	938.34	959.98	981.77	1003.71	1025.77	1047.97	1070.27	1092.68
1115.18	1137.74	1160.34	1182.97	1205.63	1228.31	1250.97	1273.62	1296.22	1318.76
1341.23	1363.62	1385.98	1386.76	1387.61	1388.44	1389.26	1390.04	1390.85	1391.63
1392.39	1393.13	1393.87	1394.58	1395.29	1395.97	1396.65	1397.38	1397.94	1398.57
1399.18	1399.77	1400.35	1400.91	1401.45	1401.98	1402.49	1402.98	1403.46	1403.91
1404.35	1404.78	1405.18	1405.57	1405.93	1406.28	1406.61	1406.92	1407.21	1407.49
1407.74	1407.97	1408.19	1408.38	1408.55	1408.71	1408.84	1408.96	1409.05	1409.13
1409.18	1409.21	1409.22	1409.21						
BALANCE NUMERO		47427							
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO		563.98							

20.00	66.86	67.28	67.78	68.36	69.01	69.73	70.56	71.46	72.44
73.49	74.64	75.87	77.18	78.58	80.04	81.63	83.29	85.04	86.88
88.82	90.84	92.96	95.17	97.40	99.89	102.48	105.03	107.61	110.72
113.77	116.96	120.29	123.78	127.41	131.28	135.15	139.25	143.52	147.95
152.56	157.34	162.29	167.42	172.74	178.24	183.93	189.81	195.89	202.16
208.64	215.32	222.28	229.38	236.68	244.12	251.85	259.81	267.99	276.48
285.85	293.94	303.84	312.58	322.25	332.32	342.71	353.43	364.48	375.87
387.68	399.67	412.08	424.84	437.95	451.41	465.22	479.39	493.98	509.78

1407.74	1407.97	1409.19	1409.38	1408.55	1408.71	1428.84	1409.96	1409.05	1407.13
1409.18	1409.21	1409.22	1409.21						
BALANCE NUMERO 47427				363.98					
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO									
20.00	66.86	67.28	67.70	68.36	69.01	69.75	70.56	71.46	72.44
73.49	74.64	75.07	77.18	78.58	80.06	81.63	83.29	85.04	86.88
88.82	90.84	92.96	95.17	97.48	99.89	102.40	105.03	107.81	110.72
113.77	116.96	120.29	123.78	127.41	131.20	135.15	139.25	143.52	147.95
152.56	157.34	162.29	167.42	172.74	178.24	183.93	189.81	195.89	202.16
208.64	215.32	223.20	229.38	236.68	244.12	251.85	259.91	267.99	276.40
285.05	293.94	303.06	312.50	322.25	332.32	342.71	353.43	364.48	375.87
387.60	399.67	412.08	424.84	437.95	451.41	465.22	479.39	493.90	508.78
524.08	539.57	555.48	571.75	588.35	605.30	622.60	640.22	658.18	676.48
695.09	714.03	733.23	752.69	772.40	792.36	812.56	833.00	853.67	874.56
895.67	916.98	939.46	960.89	981.88	1003.81	1025.87	1048.05	1070.35	1092.74
1115.23	1137.79	1160.37	1182.99	1205.64	1228.29	1250.95	1273.58	1296.16	1318.69
1341.13	1363.58	1385.74	1396.62	1387.46	1388.29	1389.11	1389.91	1390.70	1391.48
1392.24	1392.98	1393.71	1394.43	1395.13	1395.81	1396.49	1397.14	1397.78	1398.40
1399.01	1399.68	1400.18	1400.74	1401.28	1401.80	1402.31	1402.80	1403.28	1403.73
1404.17	1404.59	1404.99	1405.39	1405.75	1406.10	1406.43	1406.74	1407.03	1407.38
1407.55	1407.78	1407.99	1408.19	1408.36	1408.51	1408.65	1408.76	1408.86	1408.93
1408.78	1409.01	1409.02	1409.01						
BALANCE NUMERO 47484				564.58					
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO									
20.00	67.01	67.43	67.93	68.51	69.16	69.90	70.72	71.61	72.59
73.65	74.80	76.03	77.34	78.74	80.23	81.80	83.46	85.22	87.06
88.99	91.02	93.14	95.34	97.67	100.07	102.59	105.23	108.01	110.92
113.97	117.17	120.51	124.00	127.64	131.43	135.38	139.49	143.76	148.20
152.81	157.59	162.55	167.69	173.01	178.51	184.21	190.10	196.18	202.45
208.93	215.62	222.58	229.60	236.91	244.43	252.17	260.13	268.31	276.73
285.38	294.27	303.40	312.84	322.59	332.67	343.06	353.79	364.85	376.24
387.97	400.04	412.46	425.22	438.33	451.79	465.61	479.77	494.29	509.16
524.38	539.95	555.86	572.12	588.73	605.68	622.97	640.59	658.55	676.83
695.44	714.37	733.57	753.02	772.72	792.68	812.87	833.30	853.96	874.84
895.93	917.23	938.78	960.32	982.09	1004.01	1026.05	1048.22	1070.49	1092.87
1115.34	1137.86	1160.42	1183.02	1205.64	1228.27	1250.89	1273.48	1296.03	1318.51
1340.93	1363.25	1385.47	1396.33	1387.17	1388.00	1388.81	1389.61	1390.40	1391.17
1392.93	1392.67	1393.40	1394.11	1394.81	1395.49	1396.16	1396.81	1397.45	1398.07
1398.67	1399.26	1399.83	1400.39	1400.93	1401.45	1401.95	1402.44	1402.91	1403.36
			1403.88	1404.37	1404.81	1405.24	1405.66	1406.07	1406.48

28.08	68.32	68.75	69.26	69.83	70.32	71.27	72.18	73.01	74.08
75.07	76.23	77.48	78.88	80.22	81.72	83.31	84.99	86.75	88.61
90.56	92.68	94.74	96.96	99.29	101.71	104.24	106.95	109.76	112.72
115.81	119.05	122.43	125.95	129.63	133.47	137.44	141.61	145.92	150.48
155.85	159.88	164.88	170.85	175.41	180.96	186.69	192.62	198.74	205.85
211.57	218.29	225.21	232.34	239.68	247.23	255.01	262.99	271.21	279.66
289.35	297.27	306.43	315.98	325.69	335.88	346.23	357.08	368.09	379.51
391.27	403.37	415.81	428.59	441.72	455.19	469.01	483.18	497.78	512.57
527.78	543.34	559.24	575.48	592.87	609.99	626.24	643.83	661.74	679.99
698.55	717.42	736.56	755.94	775.58	795.46	815.57	835.92	856.49	877.27
898.27	919.45	940.88	962.38	983.94	1005.71	1027.68	1049.68	1071.78	1093.85
1116.15	1138.45	1160.79	1183.15	1205.51	1227.88	1250.22	1272.51	1294.74	1316.89
1339.96	1360.93	1382.79	1383.63	1384.46	1385.27	1386.04	1386.85	1387.61	1388.37
1399.10	1389.82	1398.53	1391.22	1391.98	1392.56	1393.28	1393.83	1394.45	1395.84
1395.62	1396.19	1396.74	1397.27	1397.78	1398.28	1398.76	1399.22	1399.67	1400.18
1400.51	1400.91	1401.28	1401.64	1401.98	1402.31	1402.61	1402.98	1403.17	1403.42
1403.66	1403.87	1404.07	1404.25	1404.41	1404.55	1404.67	1404.77	1404.84	1404.92
1404.97	1405.00	1405.01	1405.06						
BALANCE NUMERO									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO			570.68						

28.08	68.32	68.75	69.26	69.83	70.32	71.27	72.18	73.01	74.08
75.08	76.23	77.48	78.81	80.22	81.72	83.31	84.99	86.76	88.61
90.56	92.68	94.74	96.97	99.29	101.72	104.27	106.95	109.77	112.72
115.81	119.05	122.43	125.96	129.64	133.47	137.44	141.61	145.93	150.41
155.86	159.88	164.88	170.86	175.42	180.96	186.78	192.62	198.74	205.86
211.57	218.29	225.21	232.34	239.69	247.24	255.01	263.08	271.22	279.67
289.35	297.27	306.43	315.91	325.78	335.81	346.24	357.08	368.09	379.52
391.28	403.37	415.81	428.68	441.72	455.28	469.82	483.19	497.71	512.58
527.79	543.35	559.25	575.49	592.87	609.99	626.25	643.83	661.75	679.99
698.55	717.43	736.56	755.95	775.58	795.46	815.58	835.93	856.49	877.28
898.27	919.44	940.81	962.38	983.94	1005.71	1027.68	1049.68	1071.78	1093.89
1116.15	1138.45	1160.79	1183.15	1205.51	1227.88	1250.21	1272.51	1294.74	1316.89
1339.96	1360.93	1382.78	1383.62	1384.45	1385.26	1386.04	1386.84	1387.61	1388.36
1399.18	1389.82	1398.53	1391.22	1391.89	1392.55	1393.28	1393.83	1394.44	1395.84
1395.62	1396.18	1396.73	1397.26	1397.78	1398.27	1398.75	1399.22	1399.66	1400.89
1400.58	1400.98	1401.28	1401.64	1401.98	1402.38	1402.61	1402.98	1403.17	1403.42
1403.65	1403.87	1404.06	1404.24	1404.48	1404.54	1404.64	1404.77	1404.85	1404.92
1404.96	1404.99	1405.08	1404.99						

TEMPERATURES										
13.53	24.53	29.15	33.73	38.30	42.87	47.44	52.01	56.57	61.12	
45.57	50.51	54.74	59.26	63.77	68.28	72.77	77.24	81.71	86.17	
110.17	115.00	119.53	123.97	128.41	132.84	137.26	141.68	146.09	150.50	
155.93	159.29	163.47	168.05	172.41	176.77	181.12	185.47	189.80	194.13	
198.44	202.15	206.06	210.33	215.08	219.87	224.12	228.37	232.60	236.82	
241.04	245.14	249.42	253.60	257.75	261.91	266.05	270.18	274.30	278.42	
282.55	286.42	290.30	294.78	298.85	302.91	306.96	310.99	315.01	319.02	
323.00	326.87	330.73	334.97	339.00	342.71	346.61	350.48	354.35	358.17	
362.00	365.83	369.35	373.40	377.16	380.91	384.63	388.34	392.02	395.69	
399.34	402.97	406.55	410.17	413.74	417.29	420.81	424.32	427.80	431.26	
434.70	438.12	441.51	444.83	448.23	451.52	454.86	458.13	461.39	464.61	
467.82	471.00	474.11	477.26	480.35	483.46	486.51	489.55	492.52	495.47	
498.53	501.35	504.33	507.44	510.44	513.55	516.65	519.75	522.85	525.95	
528.60	531.14	533.35	535.32	537.43	539.49	541.57	543.65	545.73	547.81	
549.80	551.95	553.85	555.69	557.45	559.21	560.97	562.73	564.39	566.04	
567.61	569.14	570.53	571.91	573.24	574.52	575.79	577.09	578.33	579.56	
580.79	581.92	583.04	584.17	585.28	586.39	587.49	588.52	589.53	590.55	
591.56	592.55	593.57	594.54	595.50	596.45	597.36	598.30	599.25	600.19	
601.12	602.05	602.97	603.84	604.70	605.55	606.39	607.22	608.05	608.88	
609.70	610.51	611.31	612.10	612.88	613.65	614.41	615.16	615.91	616.65	
617.38	618.11	618.83	619.54	620.25	620.95	621.64	622.32	623.00	623.68	

6553, 68

[illegible]

- 496 -

A C E R O M O L D E A D O

AM.18Mn5.

76

TEMPERATURES
OF FERTILISERS

555
7037
1524

1472.12 1471.08 1470.03 1468.97 1467.93 1466.84 1465.75 1464.65 1463.51 1462.36
 1460.01 1458.98 1457.93 1456.89 1455.85 1454.76 1453.66 1452.52 1451.38 1450.23
 1448.18 1447.13 1446.08 1445.02 1443.93 1442.83 1441.69 1440.52 1439.36 1438.21
 1436.11 1435.06 1434.01 1432.97 1431.86 1430.73 1429.58 1428.42 1427.26 1426.11
 1424.02 1422.97 1421.91 1420.86 1419.78 1418.68 1417.56 1416.42 1415.28 1414.13
 1412.01 1410.96 1409.91 1408.86 1407.78 1406.68 1405.56 1404.42 1403.28 1402.13

1494.91 1494.91 1494.91 1494.92 1494.92 1494.93 1494.93 1494.94 1494.95 1494.96
 1494.97 1494.98 1494.99 1495.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 736.50 ELEMENTO NUMERO 142 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 137.12 BALANCE 11437
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 736.49 ELEMENTO NUMERO 143 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 145.22 BALANCE 12391
 BALANCE NUMERO 13345
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 145.52

19.89 19.89 19.89 19.89 19.89 19.89 19.90 19.90 19.91
 19.92 19.93 19.94 19.95 19.97 19.99 20.01 20.03 20.06 20.09
 20.13 20.17 20.22 20.28 20.34 20.41 20.49 20.59 20.69 20.80
 20.93 21.08 21.24 21.42 21.63 21.85 22.10 22.39 22.70 23.04
 23.43 23.85 24.32 24.84 25.42 26.05 26.74 27.50 28.34 29.26
 30.26 31.36 32.55 33.86 35.30 36.83 38.51 40.34 42.31 44.45
 46.77 49.27 51.96 54.86 57.99 61.34 64.94 68.80 72.93 77.34
 82.06 87.08 92.44 98.14 104.20 110.77 117.85 125.49 133.71 142.53
 152.00 162.13 172.95 184.51 196.81 209.90 223.80 238.53 254.11 270.57
 287.94 306.25 325.78 346.50 368.60 392.11 416.90 443.09 470.67 499.68
 530.12 561.97 595.23 629.91 665.99 703.45 742.25 781.74 822.49 864.25
 906.94 950.37 994.48 1039.21 1084.51 1130.32 1176.45 1222.87 1269.52 1316.36
 1363.32 1410.34 1459.19 1468.98 1462.77 1464.55 1466.34 1468.12 1469.91 1471.69
 1473.47 1475.24 1477.88 1478.75 1480.49 1482.21 1483.98 1485.56 1487.19 1488.60
 1490.58 1491.93 1493.47 1495.00 1496.98 1498.97 1499.96 1499.94 1499.93 1499.92
 1499.92 1499.91 1499.91 1499.91 1499.90 1499.90 1499.90 1499.90 1499.90 1499.90
 1499.91 1499.91 1499.91 1499.92 1499.92 1499.93 1499.93 1499.94 1499.95 1499.96

1494.97 1494.98 1494.99 1495.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 386.57 ELEMENTO NUMERO 144 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 153.09 BALANCE 12987
 BALANCE NUMERO 13157
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 155.18

20.00 19.98 19.98 19.98 19.98 19.91 19.91 19.92 19.93 19.94
 19.96 19.97 19.99 20.01 20.04 20.07 20.10 20.14 20.18 20.23
 20.28 20.35 20.42 20.49 20.58 20.68 20.79 20.92 21.06 21.22
 21.39 21.58 21.80 22.04 22.30 22.60 22.92 23.28 23.68 24.12
 24.60 25.13 25.71 26.35 27.06 27.82 28.66 29.58 30.58 31.67
 32.86 34.15 35.55 37.08 38.72 40.51 42.44 44.52 46.76 49.18
 51.78 54.58 57.59 60.79 64.24 67.93 71.87 76.07 80.53 85.31
 90.38 95.76 101.46 107.62 114.24 121.36 129.00 137.20 145.98 155.37
 165.40 176.89 187.47 199.56 212.39 225.98 240.56 255.54 271.54 289.48
 306.14 325.03 345.11 366.40 388.94 412.76 437.87 464.30 492.07 521.18

293.71 389.64 324.28 339.64 355.72 372.55 398.13 488.48 427.68 447.58
 489.20 489.69 511.98 535.07 558.95 583.62 609.07 635.31 662.31 690.08
 719.39 747.76 777.42 807.71 838.57 869.97 901.98 934.25 967.00 1000.13
 1033.62 1067.43 1101.54 1135.84 1170.37 1205.05 1239.87 1274.81 1309.86 1344.98
 1380.14 1415.33 1451.87 1488.20 1464.54 1455.87 1457.28 1458.54 1459.87 1461.28
 1462.53 1463.95 1465.18 1466.58 1467.82 1469.14 1470.46 1471.77 1473.08 1474.39
 1475.70 1477.00 1478.38 1479.68 1480.89 1482.18 1483.47 1484.75 1486.04 1487.32
 1488.60 1489.88 1491.16 1492.44 1493.72 1495.00 1496.29 1497.57 1498.86 1499.95
 1494.94 1494.93 1494.93 1494.93 1494.93 1494.93 1494.94 1494.94 1494.95 1494.96

1494.97 1494.98 1494.99 1495.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 396.11 ELEMENTO NUMERO 156 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 266.40 BALANCE 22599
 BALANCE NUMERO 23281
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 274.39

28.00 22.97 23.01 23.04 23.14 23.25 23.38 23.53 23.71 23.91
 24.14 24.40 24.68 25.00 25.35 25.73 26.14 26.60 27.09 27.61
 28.19 28.89 29.46 30.17 30.93 31.74 32.61 33.54 34.53 35.59
 36.72 37.91 39.18 40.53 41.97 43.49 45.09 46.80 48.60 50.51
 52.52 54.64 56.88 59.24 61.73 64.35 67.11 70.00 73.04 76.24
 79.59 83.18 86.78 90.63 94.67 98.89 103.38 107.97 112.92 118.14
 123.66 129.48 135.62 142.08 148.87 156.01 163.51 171.38 179.63 188.27
 197.31 206.77 216.65 226.96 237.71 248.92 260.59 272.73 285.37 298.51

312.16 326.47 341.47 357.17 373.56 390.68 408.51 427.08 446.39 466.45
 487.28 508.82 531.13 554.19 578.00 602.56 627.86 653.89 680.65 708.13
 736.19 764.83 794.02 823.75 854.01 884.77 916.01 947.63 979.61 1011.94
 1044.58 1077.52 1110.73 1144.13 1177.69 1211.48 1245.25 1279.28 1313.25 1347.36
 1381.51 1415.69 1451.18 1488.47 1453.77 1455.86 1456.36 1457.65 1458.95 1460.24
 1461.54 1462.84 1464.13 1465.42 1466.71 1468.00 1469.29 1470.58 1471.86 1473.15
 1474.43 1475.72 1477.00 1478.28 1479.57 1480.85 1482.14 1483.42 1484.71 1485.99
 1487.28 1488.56 1489.85 1491.13 1492.42 1493.71 1495.00 1496.29 1497.57 1498.86
 1494.95 1494.94 1494.94 1494.94 1494.93 1494.93 1494.94 1494.94 1494.95 1494.96

1494.97 1494.98 1494.99 1495.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 396.58 ELEMENTO NUMERO 157 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 277.15 BALANCE 33516
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 396.33 ELEMENTO NUMERO 158 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 288.07 BALANCE 24448
 BALANCE NUMERO 24573
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 289.77

28.00 23.99 24.04 24.11 24.21 24.34 24.49 24.67 24.89 25.13
 25.40 25.71 26.05 26.43 26.64 27.29 27.77 28.38 28.87 29.49
 30.15 30.96 31.62 32.44 33.31 34.24 35.24 36.29 37.42 38.61
 39.88 41.22 42.65 44.15 45.75 47.44 49.22 51.10 53.08 55.17
 57.39 59.70 62.14 64.78 67.39 70.22 73.19 76.30 79.56 82.97
 86.54 90.37 94.18 98.25 102.51 107.01 111.77 116.79 122.08 127.65

101.70	106.74	110.16	114.17	118.36	122.74	127.32	132.10	137.07	142.28
147.71	153.08	159.24	165.36	171.72	178.33	185.19	192.31	199.78	207.35
215.29	223.47	231.99	240.77	249.36	259.24	268.93	278.94	289.27	299.93
310.93	323.36	334.24	346.56	359.34	372.59	386.33	400.47	415.12	430.27
445.88	461.99	478.39	495.68	513.26	531.33	549.88	568.93	589.44	609.47
628.96	649.93	671.37	693.27	715.44	738.38	761.49	784.96	808.78	832.96
857.46	882.19	907.44	932.83	958.47	984.34	1010.43	1036.73	1063.23	1089.91
1116.77	1143.74	1170.23	1198.01	1225.29	1252.65	1280.00	1307.37	1335.10	1362.67
1399.24	1417.36	1444.52	1447.57	1448.62	1449.67	1450.72	1451.77	1452.82	1453.87
1454.92	1455.97	1457.02	1458.07	1459.13	1460.18	1461.23	1462.28	1463.33	1464.38
1465.43	1466.49	1467.54	1468.59	1469.64	1470.69	1471.74	1472.79	1473.85	1474.90
1475.95	1477.00	1478.05	1479.11	1480.16	1481.22	1482.27	1483.33	1484.39	1485.44
1486.50	1487.56	1488.62	1489.68	1490.75	1491.81	1492.87	1493.94	1495.00	1495.50

1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	326.26	326.26	326.26	326.26	326.26	326.26	326.26	326.26	326.26
BALANCE NUMERO	37033	37033	37033	37033	37033	37033	37033	37033	37033
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	437.89	437.89	437.89	437.89	437.89	437.89	437.89	437.89	437.89

20.00	42.57	42.79	43.07	43.41	43.82	44.29	44.83	45.43	46.11
46.85	47.66	48.54	49.50	50.53	51.63	52.81	54.07	55.41	56.83
59.33	59.91	61.59	63.35	65.20	67.14	69.18	71.31	73.55	75.88
79.31	80.85	83.50	86.25	89.12	92.10	95.19	98.40	101.74	105.24

109.90	112.74	116.76	120.96	125.35	129.92	134.70	139.68	144.87	150.28
155.90	161.75	167.83	174.14	180.78	187.58	194.55	201.96	209.43	217.24
225.37	233.75	242.41	251.35	260.59	270.12	279.95	290.08	300.52	311.35
322.58	334.22	346.38	358.81	371.76	385.14	399.01	413.32	428.09	443.32
459.83	475.28	491.85	508.97	526.55	544.61	563.14	582.13	601.59	621.52
641.91	662.75	684.85	708.79	727.89	750.36	773.19	796.36	819.86	843.69
867.84	892.38	917.85	942.84	967.26	992.69	1018.33	1044.17	1070.19	1096.38
1122.74	1149.21	1175.78	1202.44	1229.20	1256.03	1282.92	1309.88	1336.87	1363.90
1399.95	1418.81	1444.11	1447.14	1448.17	1449.20	1450.23	1451.26	1452.29	1453.32
1454.35	1455.38	1456.41	1457.45	1458.48	1459.51	1460.54	1461.57	1462.61	1463.64
1464.67	1465.70	1466.73	1467.77	1468.80	1469.83	1470.86	1471.88	1472.91	1473.94
1474.96	1475.99	1477.02	1478.02	1479.03	1480.05	1481.06	1482.06	1483.07	1484.07
1485.07	1486.07	1487.07	1488.06	1489.06	1490.05	1491.04	1492.03	1493.02	1494.01

1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00	1495.00
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31	386.31
BALANCE NUMERO	366	366	366	366	366	366	366	366	366
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	494.98	494.98	494.98	494.98	494.98	494.98	494.98	494.98	494.98

20.00	45.59	45.83	46.14	46.51	46.96	47.47	48.03	48.70	49.42
50.21	51.88	52.82	53.84	54.13	55.38	56.55	57.88	59.29	60.79
			67.5	69.59	71.62	73.78	75.98	78.31	80.74

109.90	112.74	116.76	120.96	125.39	129.92	134.70	139.60	144.67	150.00
155.90	161.75	167.83	174.14	180.70	187.50	194.55	201.86	209.43	217.26
225.37	233.75	242.41	251.35	260.59	270.12	279.95	290.00	300.32	311.35
322.58	334.22	346.30	358.81	371.76	385.16	399.01	413.32	428.09	443.32
459.03	475.20	491.85	508.97	526.55	544.61	563.14	582.13	601.59	621.52
641.91	662.75	684.05	705.79	727.89	750.34	773.19	796.36	819.86	843.69
867.94	892.30	917.05	942.04	967.26	992.69	1018.33	1044.17	1070.19	1096.38
1122.74	1149.21	1175.70	1202.44	1229.20	1256.03	1282.92	1309.80	1336.87	1363.90
1390.95	1418.01	1446.11	1474.14	1498.17	1499.20	1450.23	1451.24	1452.29	1453.32
1454.35	1455.30	1456.41	1457.45	1458.40	1459.51	1460.54	1461.57	1462.61	1463.64
1464.67	1465.70	1466.73	1467.77	1468.80	1469.83	1470.86	1471.80	1472.91	1473.94
1474.96	1475.98	1477.00	1478.02	1479.03	1480.05	1481.06	1482.06	1483.07	1484.07
1485.07	1486.07	1487.07	1488.06	1489.06	1490.05	1491.04	1492.03	1493.02	1494.01

1495.00 1495.00 1495.00 1495.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 396.34 ELEMENTO NUMERO 171 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 448.65 BALANCE 38151
 BALANCE NUMERO 38684
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 454.98

20.00	45.59	45.83	46.14	46.51	46.96	47.47	48.05	48.70	49.42
50.21	51.00	52.02	53.04	54.13	55.30	56.55	57.80	59.29	60.79
62.37	64.04	65.80	67.65	69.59	71.62	73.75	75.90	78.31	80.74
83.20	85.92	88.66	91.52	94.49	97.57	100.76	104.11	107.62	111.30
115.14	119.15	123.35	127.73	132.30	137.06	142.02	147.19	152.56	159.15
163.96	169.99	176.25	182.75	189.48	196.45	203.60	211.13	218.89	226.80
235.14	243.68	252.40	261.57	270.93	280.59	290.54	300.79	311.41	322.43
333.54	345.67	357.91	370.50	383.60	397.22	411.19	425.61	440.40	455.79
471.56	487.70	504.47	521.60	539.18	557.22	575.70	594.63	614.01	633.83
654.09	674.79	695.91	717.45	739.34	761.56	784.13	807.02	830.33	853.75
877.50	901.70	926.07	950.64	975.47	1000.49	1025.71	1051.13	1076.72	1102.47
1128.35	1154.33	1180.41	1206.58	1232.84	1259.17	1285.57	1312.02	1338.51	1365.03
1391.53	1418.14	1445.71	1474.72	1497.72	1498.73	1449.74	1450.75	1451.76	1452.77
1453.79	1454.79	1455.80	1456.81	1457.83	1458.84	1459.85	1460.86	1461.87	1462.88
1463.89	1464.90	1465.91	1466.92	1467.93	1468.94	1469.95	1470.96	1471.97	1472.98
1473.99	1474.99	1476.00	1477.00	1478.00	1479.00	1480.00	1481.00	1482.00	1483.00
1484.00	1485.00	1486.00	1486.99	1487.99	1488.99	1489.99	1490.99	1491.99	1492.99

1494.00 1495.00 1495.00 1495.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 396.32 ELEMENTO NUMERO 172 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 462.37 BALANCE 39322
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 396.11 ELEMENTO NUMERO 173 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 469.52 BALANCE 39932

87.01	88.98	89.95	90.92	91.89	92.86	93.83	94.80	95.77	96.74
97.11	98.08	99.05	100.02	100.99	101.96	102.93	103.90	104.87	105.84
109.47	110.44	111.41	112.38	113.35	114.32	115.29	116.26	117.23	118.20
122.58	123.55	124.52	125.49	126.46	127.43	128.40	129.37	130.34	131.31
136.26	137.23	138.20	139.17	140.14	141.11	142.08	143.05	144.02	144.99
149.57	150.54	151.51	152.48	153.45	154.42	155.39	156.36	157.33	158.30
163.81	164.78	165.75	166.72	167.69	168.66	169.63	170.60	171.57	172.54
177.99	178.96	179.93	180.90	181.87	182.84	183.81	184.78	185.75	186.72
192.16	193.13	194.10	195.07	196.04	197.01	197.98	198.95	199.92	200.89
206.36	207.33	208.30	209.27	210.24	211.21	212.18	213.15	214.12	215.09
221.29	222.26	223.23	224.20	225.17	226.14	227.11	228.08	229.05	230.02
236.15	237.12	238.09	239.06	240.03	241.00	241.97	242.94	243.91	244.88
251.84	252.81	253.78	254.75	255.72	256.69	257.66	258.63	259.60	260.57
267.44	268.41	269.38	270.35	271.32	272.29	273.26	274.23	275.20	276.17
283.07	284.04	285.01	285.98	286.95	287.92	288.89	289.86	290.83	291.80
299.40	300.37	301.34	302.31	303.28	304.25	305.22	306.19	307.16	308.13
316.06	317.03	318.00	318.97	319.94	320.91	321.88	322.85	323.82	324.79
333.32	334.29	335.26	336.23	337.20	338.17	339.14	340.11	341.08	342.05
350.68	351.65	352.62	353.59	354.56	355.53	356.50	357.47	358.44	359.41
368.80	369.77	370.74	371.71	372.68	373.65	374.62	375.59	376.56	377.53
387.69	388.66	389.63	390.60	391.57	392.54	393.51	394.48	395.45	396.42
405.36	406.33	407.30	408.27	409.24	410.21	411.18	412.15	413.12	414.09
423.92	424.89	425.86	426.83	427.80	428.77	429.74	430.71	431.68	432.65
442.01	442.98	443.95	444.92	445.89	446.86	447.83	448.80	449.77	450.74
460.13	461.10	462.07	463.04	464.01	464.98	465.95	466.92	467.89	468.86
478.25	479.22	480.19	481.16	482.13	483.10	484.07	485.04	486.01	486.98
495.10	496.07	497.04	498.01	498.98	499.95	500.92	501.89	502.86	503.83
512.71	513.68	514.65	515.62	516.59	517.56	518.53	519.50	520.47	521.44
530.29	531.26	532.23	533.20	534.17	535.14	536.11	537.08	538.05	539.02
549.64	550.61	551.58	552.55	553.52	554.49	555.46	556.43	557.40	558.37
569.84	570.81	571.78	572.75	573.72	574.69	575.66	576.63	577.60	578.57
590.00	590.97	591.94	592.91	593.88	594.85	595.82	596.79	597.76	598.73
610.13	611.10	612.07	613.04	614.01	614.98	615.95	616.92	617.89	618.86
630.25	631.22	632.19	633.16	634.13	635.10	636.07	637.04	638.01	638.98
650.38	651.35	652.32	653.29	654.26	655.23	656.20	657.17	658.14	659.11
670.51	671.48	672.45	673.42	674.39	675.36	676.33	677.30	678.27	679.24
690.64	691.61	692.58	693.55	694.52	695.49	696.46	697.43	698.40	699.37
710.77	711.74	712.71	713.68	714.65	715.62	716.59	717.56	718.53	719.50
730.90	731.87	732.84	733.81	734.78	735.75	736.72	737.69	738.66	739.63
750.03	751.00	751.97	752.94	753.91	754.88	755.85	756.82	757.79	758.76
770.16	771.13	772.10	773.07	774.04	775.01	775.98	776.95	777.92	778.89
790.29	791.26	792.23	793.20	794.17	795.14	796.11	797.08	798.05	799.02
810.42	811.39	812.36	813.33	814.30	815.27	816.24	817.21	818.18	819.15
830.55	831.52	832.49	833.46	834.43	835.40	836.37	837.34	838.31	839.28
850.68	851.65	852.62	853.59	854.56	855.53	856.50	857.47	858.44	859.41
870.81	871.78	872.75	873.72	874.69	875.66	876.63	877.60	878.57	879.54
890.94	891.91	892.88	893.85	894.82	895.79	896.76	897.73	898.70	899.67
911.07	912.04	913.01	913.98	914.95	915.92	916.89	917.86	918.83	919.80
931.20	932.17	933.14	934.11	935.08	936.05	937.02	938.00	938.97	939.94
951.33	952.30	953.27	954.24	955.21	956.18	957.15	958.12	959.09	960.06
971.46	972.43	973.40	974.37	975.34	976.31	977.28	978.25	979.22	980.19
1000.00	1000.97	1001.94	1002.91	1003.88	1004.85	1005.82	1006.79	1007.76	1008.73
1020.13	1021.10	1022.07	1023.04	1024.01	1024.98	1025.95	1026.92	1027.89	1028.86
1040.25	1041.22	1042.19	1043.16	1044.13	1045.10	1046.07	1047.04	1048.01	1048.98
1060.38	1061.35	1062.32	1063.29	1064.26	1065.23	1066.20	1067.17	1068.14	1069.11
1080.51	1081.48	1082.45	1083.42	1084.39	1085.36	1086.33	1087.30	1088.27	1089.24
1100.64	1101.61	1102.58	1103.55	1104.52	1105.49	1106.46	1107.43	1108.40	1109.37
1120.77	1121.74	1122.71	1123.68	1124.65	1125.62	1126.59	1127.56	1128.53	1129.50
1140.90	1141.87	1142.84	1143.81	1144.78	1145.75	1146.72	1147.69	1148.66	1149.63
1161.03	1162.00	1162.97	1163.94	1164.91	1165.88	1166.85	1167.82	1168.79	1169.76
1181.16	1182.13	1183.10	1184.07	1185.04	1186.01	1186.98	1187.95	1188.92	1189.89
1201.29	1202.26	1203.23	1204.20	1205.17	1206.14	1207.11	1208.08	1209.05	1210.02
1221.42	1222.39	1223.36	1224.33	1225.30	1226.27	1227.24	1228.21	1229.18	1230.15
1241.55	1242.52	1243.49	1244.46	1245.43	1246.40	1247.37	1248.34	1249.31	1250.28
1261.68	1262.65	1263.62	1264.59	1265.56	1266.53	1267.50	1268.47	1269.44	1270.41
1281.81	1282.78	1283.75	1284.72	1285.69	1286.66	1287.63	1288.60	1289.57	1290.54
1301.94	1302.91	1303.88	1304.85	1305.82	1306.79	1307.76	1308.73	1309.70	1310.67
1330.00	1330.97	1331.94	1332.91	1333.88	1334.85	1335.82	1336.79	1337.76	1338.73
1350.13	1351.10	1352.07	1353.04	1354.01	1354.98	1355.95	1356.92	1357.89	1358.86
1370.25	1371.22	1372.19	1373.16	1374.13	1375.10	1376.07	1377.04	1378.01	1378.98
1390.38	1391.35	1392.32	1393.29	1394.26	1395.23	1396.20	1397.17	1398.14	1399.11
1410.51	1411.48	1412.45	1413.42	1414.39	1415.36	1416.33	1417.30	1418.27	1419.24
1430.64	1431.61	1432.58	1433.55	1434.52	1435.49	1436.46	1437.43	1438.40	1439.37
1450.77	1451.74	1452.71	1453.68	1454.65	1455.62	1456.59	1457.56	1458.53	1459.50
1470.90	1471.87	1472.84	1473.81	1474.78	1475.75	1476.72	1477.69	1478.66	1479.63
1491.03	1492.00	1492.97	1493.94	1494.91	1495.88	1496.85	1497.82	1498.79	1499.76
1511.16	1512.13	1513.10	1514.07	1515.04	1516.01	1516.98	1517.95	1518.92	1519.89
1531.29	1532.26	1533.23	1534.20	1535.17	1536.14	1537.11	1538.08	1539.05	1540.02
1551.42	1552.39	1553.36	1554.33	1555.30	1556.27	1557.24	1558.21	1559.18	1560.15
1571.55	1572.52	1573.49	1574.46	1575.43	1576.40	1577.37	1578.34	1579.31	1580.28
1591.68	1592.65	1593.62	1594.59	1595.56	1596.53	1597.50	1598.47	1599.44	1600.41
1611.81	1612.78	1613.75	1614.72	1615.69	1616.66	1617.63	1618.60	1619.57	1620.54
1631.94	1632.91	1633.88	1634.85	1635.82	1636.79	1637.76	1638.73	1639.70	1640.67
1652.00	1652.97	1653.94	1654.91	1655.88	1656.85	1657.82	1658.79	1659.76	1660.73
1672.13	1673.10	1674.07	1675.04	1676.01	1676.98	1677.95	1678.92	1679.89	1680.86
1692.25	1693.22	1694.19	1695.16	1696.13	1697.10	1698.07	1699.04	1700.01	1700.98
1712.38	1713.35	1714.32	1715.29	1716.26	1717.23	1718.20	1719.17	1720.14	1721.11
1732.51	1733.48	1734.45	1735.42	1736.39	1737.36	1738.33	1739.30	1740.27	1741.24
1752.64	1753.61	1754.58	1755.55	1756.52	1757.49	1758.46	1759.43	1760.40	1761.37
1772.77	1773.74	1774.71	1775.68	1776.65	1777.62	1778.59	1779.56	1780.53	1781.50
1792.90	1793.87	1794.84	1795.81	1796.78	1797.75	1798.72	1799.69	1800.66	1801.63
1812.03	1813.00	1813.97	1814.94	1815.91	1816.88	1817.85	1818.82	1819.79	1820.76
1832.16	1833.13	1834.10	1835.07	1836.04	1837.01	1837.98	1838.95	1839.92	1840.89
1852.29	1853.26	1854.23	1855.20	1856.17	1857.14	1858.11	1859.08	1860.05	1861.02
1872.42	1873.39	1874.36	1875.33	1876.30	1877.27	1878.24	1879.21	1880.18	1881.15
1892.55	1893.52	1894.49	1895.46	1896.43	1897.40	1898.37	1899.34	1900.31	1901.28
1912.68	1913.65	1914.62	1915.59	1916.56	1917.53	1918.50	1919.47	1920.44	1921.41
1932.81	1933.78	1934.75	1935.72	1936.69	1937.66	1938.63	1939.60	1940.57	1941.54
1952.94	1953.91	1954.88	1955.85	1956.82	1957.79	1958.76	1959.73	1960.70	1961.67
1973.00	1973.97	1974.94	1975.91	1976.88	1977.85	1978.82	1979.79	1980.76	1981.73
1993.13	1994.10	1995.07	1996.04	1997.01	1997.98	1998.95	1999.92	2000.89	2001.86
2012.25	2013.22	2014.19	2015.16	2016.13	2017.10	2018.07	2019.04	2020.01	2020.98
2032.38	2033.35	2034.32	2035.29	2036.26	2037.23	2038.20	2039.17	2040.14	2041.11

815.33 815.33 815.33 815.33
 BALANCE NUMERO 330000
 TIEMPO DE SUPLEMENTO 3669.81

TEMPERATURAS

20.00	27.38	34.77	42.15	49.53	56.91	64.28	71.64	79.00	86.35
83.70	101.03	109.35	115.65	122.95	130.22	137.49	144.76	152.02	159.27
166.52	173.75	181.00	189.22	195.44	202.66	209.86	217.05	224.24	231.42
238.59	245.74	252.89	260.02	267.15	274.28	281.40	288.51	295.62	302.72
309.81	316.89	323.95	331.02	338.07	345.11	352.14	359.15	366.15	373.14
380.11	387.37	394.62	400.94	407.86	414.75	421.63	428.49	435.34	442.16
448.97	455.71	462.53	469.28	476.01	482.72	489.41	496.08	502.72	509.33
515.91	522.47	529.93	535.47	541.92	548.35	554.73	561.08	567.40	573.68
579.93	585.14	592.32	598.46	604.57	610.63	616.66	622.65	628.60	634.52
640.59	646.32	652.00	657.75	663.45	669.11	674.73	680.38	685.93	691.51
696.75	702.14	707.49	712.79	718.04	723.25	728.41	733.52	738.58	743.59
748.51	753.47	759.31	763.15	767.90	772.61	777.27	781.87	786.41	790.71
795.15	799.75	804.71	809.23	814.30	819.53	824.67	829.82	834.94	839.10
844.31	849.36	854.40	859.62	864.74	869.87	874.98	880.10	885.21	890.32
895.42	900.52	905.61	910.72	915.81	920.89	925.98	931.05	936.13	941.22
946.27	951.34	956.40	961.46	966.51	971.57	976.62	981.66	986.71	991.75
996.78	1001.82	1006.85	1011.88	1016.91	1021.93	1026.95	1031.96	1036.98	1041.99

BALANCE NUMERO 330000
 TIEMPO DE SUPLEMENTO 3731.27

TEMPERATURAS

20.00	27.32	34.64	41.97	49.29	56.60	63.91	71.22	78.52	85.81
83.67	100.95	109.21	115.46	122.67	129.88	137.01	143.72	150.92	158.11
165.30	172.40	179.65	186.81	193.97	201.12	208.26	215.39	222.52	229.63
236.74	243.83	250.92	257.99	265.06	272.12	279.18	286.23	293.27	300.31
307.35	314.35	321.35	328.36	335.35	342.33	349.29	356.24	363.18	370.10
377.01	383.91	390.79	397.65	404.50	411.33	418.15	424.95	431.73	438.49
445.24	451.97	458.67	465.36	472.03	478.67	485.30	491.90	498.48	505.03
511.55	518.04	524.51	530.94	537.33	543.70	550.03	556.32	562.58	568.80
575.01	581.14	587.25	593.33	599.40	605.41	611.38	617.31	623.21	629.08
634.92	640.75	646.56	652.37	658.11	663.82	669.49	675.13	680.77	686.38
691.97	697.54	703.09	708.64	714.14	719.67	725.19	730.70	736.19	741.65
747.11	752.54	757.95	763.35	768.73	774.08	779.40	784.70	790.04	795.36
796.65	801.95	807.21	812.46	817.68	822.87	828.03	833.16	838.27	843.36

RESEARCH

4682.41

TEMPERATURAS

SC 01 000.0
CAL 0002 NUREAS 0.0000
1400.0 0.00000000

6741. 78

13.16

- 508 -

ACERO MOLDEADO

AM.22Mn5.

[illegible]

1489.90	1489.90	1489.90	1489.90	1489.97	1489.96	1489.96	1489.95	1489.95	1489.95
1489.94	1489.94	1489.94	1489.94	1489.94	1489.94	1489.94	1489.94	1489.95	1489.95
1489.95	1489.95	1489.95	1489.96	1489.96	1489.96	1489.96	1489.96	1489.97	1489.97

1489.98	1489.99	1489.99	1490.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	389.33		ELEMENTO NUMERO 141	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	132.81	BALANCE	10912		
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	388.83		ELEMENTO NUMERO 142	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	148.52	BALANCE	11566		
BALANCE NUMERO	11615								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	141.12								

20.00	19.89	19.80	19.80	19.80	19.89	19.89	19.89	19.89	19.90
19.90	19.91	19.92	19.93	19.94	19.96	19.98	20.00	20.02	20.05
20.00	20.11	20.16	20.20	20.26	20.32	20.38	20.46	20.55	20.65
20.76	20.80	21.02	21.10	21.36	21.56	21.78	22.03	22.30	22.61
22.95	23.33	23.75	24.22	24.73	25.30	25.93	26.62	27.38	28.22
29.14	30.14	31.25	32.45	33.77	35.21	36.77	38.47	40.32	42.33
44.50	46.86	49.40	52.15	55.11	58.30	61.73	65.41	69.36	73.59
78.12	82.97	88.14	93.65	99.53	105.79	112.57	119.90	127.81	136.32
145.48	155.30	165.81	177.04	189.04	201.85	215.45	229.90	245.22	261.44
278.60	296.71	315.82	336.23	357.97	381.09	405.40	431.53	458.90	487.73
518.21	549.76	582.95	617.50	653.64	691.09	729.90	769.82	810.00	852.79
895.75	939.61	984.17	1029.30	1075.16	1121.47	1168.12	1215.86	1262.23	1309.61
1357.09	1404.66	1454.15	1506.03	1557.79	1609.79	1661.67	1663.55	1665.42	1667.29
1469.15	1471.80	1472.84	1474.66	1476.45	1478.23	1479.98	1481.70	1483.40	1485.07
1484.72	1489.37	1490.00	1489.90	1489.97	1489.95	1489.94	1489.93	1489.93	1489.92
1487.52	1489.91	1489.91	1489.91	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90
1489.91	1489.91	1489.91	1489.92	1489.92	1489.93	1489.93	1489.94	1489.95	1489.96

1439.97	1489.98	1489.99	1490.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	396.07		ELEMENTO NUMERO 143	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	148.45	BALANCE	12212		
BALANCE NUMERO	12401								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	150.60								

20.00	19.89	19.89	19.89	19.90	19.90	19.90	19.91	19.92	19.93
19.94	19.95	19.96	19.98	20.00	20.03	20.05	20.09	20.12	20.16
20.21	20.26	20.32	20.39	20.47	20.55	20.65	20.76	20.88	21.01
21.17	21.34	21.53	21.74	21.97	22.23	22.52	22.85	23.20	23.60
24.03	24.51	25.04	25.62	26.26	26.96	27.73	28.58	29.50	30.51
31.61	32.80	34.11	35.53	37.07	38.74	40.55	42.51	44.62	46.81
49.17	52.03	54.89	57.95	61.24	64.76	68.54	72.59	76.89	81.46
86.25	91.59	97.12	103.00	109.36	116.21	123.56	131.51	140.01	149.12
158.81	169.27	180.34	192.17	204.73	217.95	232.17	247.11	262.90	279.24

20.00	19.89	19.89	19.89	19.92	19.90	19.90	19.91	19.92	19.93
19.94	19.95	19.96	19.98	20.00	20.03	20.05	20.09	20.12	20.16
20.21	20.26	20.32	20.39	20.47	20.55	20.65	20.76	20.88	21.01
21.17	21.34	21.53	21.74	21.97	22.23	22.52	22.85	23.20	23.60
24.03	24.51	25.04	25.62	26.26	26.96	27.73	28.58	29.50	30.51
31.61	32.80	34.11	35.53	37.07	38.74	40.55	42.51	44.62	46.91
49.37	52.83	54.88	57.95	61.24	64.76	68.54	72.59	76.88	81.49
86.38	91.59	97.12	103.00	109.36	116.21	123.58	131.51	140.01	149.12
158.26	169.27	180.36	192.17	204.73	218.05	232.17	247.11	262.90	279.56
297.13	315.62	335.33	356.30	378.54	402.09	426.96	453.17	480.75	509.69
540.00	571.69	604.71	639.10	674.81	711.83	749.91	789.02	829.12	870.16
912.10	954.73	998.80	1044.66	1094.27	1131.15	1176.34	1221.80	1267.48	1313.33
1359.28	1405.29	1453.13	1454.94	1456.75	1458.55	1460.35	1462.14	1463.93	1465.78
1467.48	1469.24	1471.00	1472.76	1474.58	1476.24	1477.97	1479.70	1481.42	1483.14
1484.36	1486.57	1489.20	1490.00	1489.98	1489.97	1489.95	1489.94	1489.93	1489.92
1489.92	1489.91	1489.91	1489.91	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90
1489.91	1489.91	1489.91	1489.92	1489.92	1489.93	1489.93	1489.94	1489.95	1489.96
1489.97	1489.98	1489.99	1490.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 359.49 ELEMENTO NUMERO 144 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 156.60 BALANCE 12998									
BALANCE NUMERO 13409									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 162.93									
20.00	19.93	19.93	19.93	19.93	19.94	19.95	19.96	19.97	19.99
20.01	20.03	20.06	20.09	20.12	20.16	20.20	20.26	20.31	20.38
20.45	20.53	20.62	20.72	20.84	20.96	21.10	21.26	21.44	21.63
21.84	22.08	22.35	22.64	22.96	23.31	23.71	24.13	24.61	25.13
25.69	26.31	26.99	27.74	28.55	29.43	30.40	31.44	32.59	33.81
35.15	36.68	38.17	39.86	41.69	43.66	45.79	48.07	50.52	53.16
55.98	59.00	62.24	65.69	69.38	73.31	77.50	81.96	86.69	91.71
97.04	102.68	108.76	115.29	122.31	129.82	137.87	146.47	155.65	165.43
175.85	186.91	198.66	211.10	224.27	238.19	252.87	268.33	284.59	301.65
319.76	338.97	359.32	380.85	403.57	427.53	452.74	479.20	506.92	535.91
566.15	597.64	630.37	664.31	699.45	735.76	773.01	811.18	850.22	890.09
930.74	972.81	1013.84	1056.19	1099.01	1142.25	1185.77	1229.51	1273.44	1317.51
1361.68	1405.69	1451.98	1453.62	1455.37	1457.11	1458.85	1460.59	1462.33	1464.07
1465.80	1467.54	1469.27	1471.00	1472.73	1474.46	1476.19	1477.91	1479.64	1481.36
1483.09	1484.82	1486.54	1488.27	1490.00	1489.98	1489.96	1489.95	1489.94	1489.93
1489.92	1489.91	1489.91	1489.91	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90	1489.90
1489.91	1489.91	1489.91	1489.92	1489.92	1489.93	1489.93	1489.94	1489.95	1489.96
1489.97	1489.98	1489.99	1490.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 388.15 ELEMENTO NUMERO 145 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 164.94 BALANCE 13574									
BALANCE NUMERO 13478									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 73.50									

5

1457.24	1458.62	1468.01	1461.39	1462.77	1464.14	1465.52	1466.89	1468.26	1469.63
1471.00	1472.37	1473.73	1475.09	1476.45	1477.81	1479.16	1480.52	1481.87	1483.23
1484.58	1485.94	1487.29	1488.64	1490.00	1489.90	1489.77	1489.95	1489.94	1489.93
1489.93	1489.92	1489.92	1489.92	1489.92	1489.93	1489.93	1489.94	1489.95	1489.94
1489.97	1489.98	1489.99	1490.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	388.84		ELEMENTO NUMERO 155		TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	259.87	BALANCE	21395	
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	389.28		ELEMENTO NUMERO 156		TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	270.34	BALANCE	22260	
BALANCE NUMERO	23392								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	270.84								

20.00	22.77	22.80	22.86	22.93	23.03	23.15	23.30	23.47	23.66
23.88	24.13	24.40	24.71	25.04	25.41	25.81	26.24	26.71	27.22
27.77	28.36	29.00	29.68	30.42	31.21	32.05	32.95	33.91	34.93
36.82	37.18	38.41	39.73	41.12	42.60	44.17	45.83	47.58	49.44
51.41	53.48	55.67	57.98	60.42	62.99	65.69	68.53	71.51	74.65
77.94	81.48	85.82	90.81	92.77	94.92	101.26	105.85	110.71	115.84
121.27	126.99	133.02	139.39	144.87	153.11	160.50	168.27	176.42	184.95
193.89	203.24	213.82	223.22	233.87	244.98	256.54	268.58	281.10	294.12
307.65	321.85	336.72	352.28	368.55	385.53	403.23	421.64	440.84	460.77
481.45	502.99	525.00	548.03	571.72	596.17	621.37	647.30	673.98	701.39
729.41	759.02	787.20	816.93	847.19	877.94	909.21	940.84	972.86	1005.22
1037.98	1078.08	1104.14	1137.59	1171.22	1204.99	1238.98	1272.92	1307.83	1341.21
1375.43	1409.68	1445.29	1486.65	1448.08	1449.35	1450.71	1452.06	1453.41	1454.77
1456.12	1457.47	1458.83	1460.18	1461.53	1462.89	1464.24	1465.59	1466.94	1468.30
1469.45	1471.00	1472.35	1473.69	1475.03	1476.37	1477.69	1479.00	1480.30	1481.58
1482.83	1484.87	1485.29	1486.49	1487.67	1488.84	1490.00	1489.98	1489.97	1489.96
1489.95	1489.94	1489.93	1489.93	1489.93	1489.93	1489.94	1489.94	1489.95	1489.94

1489.97	1489.98	1489.99	1490.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	398.17		ELEMENTO NUMERO 157		TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	280.99	BALANCE	23151	
BALANCE NUMERO	23373								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	283.65								

20.00	23.58	23.62	23.69	23.78	23.90	24.04	24.22	24.41	24.64
24.98	25.19	25.50	25.86	26.24	26.66	27.13	27.62	28.16	28.74
29.37	30.04	30.76	31.54	32.36	33.25	34.19	35.28	36.27	37.41
38.62	39.98	41.27	42.71	44.24	45.86	47.58	49.39	51.38	53.32
55.44	57.69	60.05	62.53	65.14	67.88	70.76	73.79	76.96	80.28
83.77	87.41	91.23	95.21	99.38	103.74	108.35	113.23	118.37	123.80
129.52	135.55	141.88	148.54	155.54	162.88	170.57	178.63	187.06	195.89
205.10	214.73	224.76	235.22	246.11	257.45	269.23	281.48	294.21	307.42
321.26	335.76	350.91	366.72	383.22	400.41	418.38	436.89	455.20	476.22
494.97	518.44	540.64	563.55	587.18	611.53	636.58	662.33	688.77	715.90
743.57	771.79	800.53	829.79	859.54	889.76	920.44	951.48	982.96	1014.57

1482.63	1484.27	1485.29	1486.49	1487.67	1488.84	1489.88	1489.98	1489.97	1489.96
1488.95	1489.64	1489.94	1489.93	1489.93	1489.93	1489.94	1489.94	1489.95	1489.96
1489.97	1489.98	1489.99	1489.88						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 339.17 ELEMENTO NUMERO 157 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 280.99 BALANCE 23171									
BALANCE NUMERO 23373									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 283.65									
20.88	23.58	23.62	23.69	23.78	23.90	24.04	24.22	24.41	24.64
24.98	25.19	25.58	25.86	26.24	26.66	27.12	27.62	28.16	28.74
29.37	30.04	30.76	31.54	32.36	33.25	34.19	35.28	36.27	37.41
38.62	39.98	41.27	42.71	44.24	45.84	47.58	49.39	51.38	53.32
55.44	57.67	60.95	62.53	65.14	67.88	70.76	73.79	76.96	80.28
83.77	87.41	91.23	95.21	99.38	103.74	108.35	113.23	118.37	123.88
129.52	135.55	141.88	148.54	155.54	162.88	170.57	178.63	187.06	195.89
205.18	214.73	224.76	235.22	246.11	257.45	269.23	281.48	294.21	307.42
321.26	335.76	350.91	366.72	383.22	400.41	418.38	436.89	456.28	476.22
496.67	519.44	548.64	563.55	587.18	611.53	636.53	662.33	689.77	718.98
743.77	771.79	809.53	829.79	859.54	889.76	920.44	951.48	982.86	1014.57
1046.57	1078.86	1111.48	1144.12	1176.99	1210.08	1243.14	1276.38	1309.78	1343.88
1378.51	1409.96	1444.75	1466.07	1447.39	1448.71	1458.83	1451.35	1452.67	1453.99
1455.31	1455.63	1457.95	1459.27	1460.58	1461.89	1463.28	1464.51	1465.81	1467.12
1468.41	1469.71	1471.88	1472.29	1473.57	1474.85	1476.13	1477.48	1478.67	1479.94
1481.28	1482.46	1483.72	1484.98	1486.23	1487.49	1488.74	1489.88	1489.99	1489.97
1489.96	1489.95	1489.95	1489.94	1489.94	1489.94	1489.94	1489.94	1489.95	1489.96
1489.97	1489.98	1489.99	1489.88						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 389.25 ELEMENTO NUMERO 158 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 291.86 BALANCE 24859									
BALANCE NUMERO 24687									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 298.41									
20.88	24.67	24.73	24.81	24.92	25.04	25.23	25.43	25.67	25.94
26.24	26.57	26.94	27.35	27.88	28.29	28.82	29.39	30.01	30.68
31.39	32.16	32.98	33.86	34.80	35.79	36.86	37.99	39.18	40.46
41.88	43.23	44.74	46.34	48.02	49.88	51.68	53.64	55.74	57.94
58.24	62.67	65.22	67.89	70.69	73.63	76.71	79.93	83.31	86.83
90.52	94.37	98.38	102.58	107.81	111.69	116.62	121.81	127.28	133.83
139.07	145.42	152.88	159.86	166.37	174.83	182.84	190.48	199.14	208.26
217.76	227.66	237.97	248.69	259.83	271.48	283.41	295.89	308.82	322.36
336.52	351.38	366.72	382.79	399.51	416.98	434.96	453.69	473.11	493.21
514.88	535.47	557.63	580.47	603.99	628.19	653.86	678.59	704.78	731.58
759.76	784.52	814.79	843.54	872.76	902.43	932.44	962.82	993.51	1024.58
1055.77	1087.38	1119.87	1151.88	1183.88	1215.28	1247.59	1280.88	1312.49	1345.83
1377.61	1410.21	1444.18	1455.39	1446.68	1447.97	1449.25	1453.54	1451.83	1453.12

1384.58	1411.71	1439.92	1448.99	1442.86	1443.14	1444.21	1445.28	1446.34	1447.43
1448.51	1449.58	1458.65	1451.73	1452.80	1453.87	1454.93	1456.02	1457.10	1458.17
1459.24	1460.32	1461.39	1462.46	1463.54	1464.61	1465.68	1466.74	1467.81	1468.88
1469.94	1471.00	1472.06	1473.12	1474.18	1475.23	1476.29	1477.34	1478.40	1479.45
1480.51	1481.54	1482.61	1483.67	1484.72	1485.77	1486.83	1487.89	1488.94	1490.00

1490.00	1490.00	1490.00	1490.00
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	388.12	ELEMENTO NUMERO 170	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 437.64
BALANCE NUMERO	37126	BALANCE	36245
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	448.18		

20.00	44.69	44.92	45.22	45.58	46.02	46.52	47.08	47.72	48.43
49.20	58.05	58.97	51.97	53.04	54.19	55.42	56.73	58.12	59.59
61.15	62.79	64.32	66.34	68.25	70.26	72.34	74.56	76.86	79.25
81.75	84.34	87.08	89.98	92.83	95.88	99.05	102.34	105.79	109.40
113.19	117.14	121.28	125.59	130.10	134.88	139.78	144.88	150.18	155.63
161.37	167.33	173.52	179.95	186.61	193.52	200.67	208.08	215.74	223.66
231.85	240.31	249.85	258.86	267.35	276.95	286.84	297.04	307.54	318.45
329.76	341.49	353.64	366.21	379.21	392.65	406.52	420.84	435.60	450.81
466.48	482.60	499.17	516.21	533.78	551.64	570.03	588.88	608.10	627.92
648.11	668.73	689.79	711.28	733.12	755.38	777.82	800.67	823.84	847.33
871.12	895.28	919.57	944.14	968.97	993.99	1019.21	1044.62	1070.28	1095.95
1121.85	1147.86	1173.97	1200.17	1226.45	1252.79	1279.28	1305.67	1332.17	1358.78
1385.25	1411.82	1439.44	1448.49	1441.55	1442.68	1443.65	1444.78	1445.75	1446.88
1447.85	1448.91	1449.94	1451.01	1452.06	1453.11	1454.17	1455.22	1456.27	1457.32
1458.38	1459.43	1460.48	1461.53	1462.58	1463.64	1464.69	1465.74	1466.79	1467.84
1468.98	1469.95	1471.00	1472.05	1473.10	1474.16	1475.21	1476.26	1477.31	1478.37
1479.42	1480.48	1481.53	1482.59	1483.64	1484.70	1485.76	1486.82	1487.88	1490.94

1490.00	1490.00	1490.00	1490.00
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	388.13	ELEMENTO NUMERO 171	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 451.07
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	388.17	ELEMENTO NUMERO 172	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 464.78
BALANCE NUMERO	38706	BALANCE	37368
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	467.88		

20.00	48.19	48.45	48.79	49.19	49.66	50.20	50.82	51.50	52.24
53.10	54.31	54.99	56.05	57.20	58.42	59.72	61.11	62.58	64.13
65.78	67.51	69.33	71.24	73.25	75.35	77.55	79.85	82.25	84.75
87.36	90.87	92.89	95.82	98.87	102.02	105.34	108.81	112.45	116.25
120.22	124.37	128.78	133.21	137.91	142.88	147.90	153.19	158.78	164.42
170.35	176.51	182.89	189.58	196.35	203.44	210.77	218.35	226.19	234.28
261.63	269.24	269.12	269.28	278.73	288.46	298.49	308.82	319.53	330.64
342.15	354.85	366.37	379.10	392.25	405.81	419.81	434.23	449.08	464.37
480.39	496.25	512.85	529.88	547.35	565.25	583.59	602.35	621.55	641.18
661.23	681.71	702.68	723.84	745.41	767.32	789.55	812.10	834.96	858.11

123.49	123.77	134.33	138.59	143.72	145.75	153.98	157.41	167.85	170.98
173.97	183.26	189.77	196.52	203.49	212.70	218.16	225.26	233.20	242.82
250.44	259.17	268.16	277.42	286.95	296.77	306.09	317.37	328.23	339.42
351.11	363.10	375.53	388.41	401.65	415.31	429.37	443.84	458.76	474.27
481.85	501.83	522.63	539.44	557.11	574.98	593.27	611.99	631.11	650.63
670.40	690.95	711.78	732.78	754.17	775.89	797.91	820.23	842.85	865.74
889.94	912.40	936.07	959.95	984.02	1008.39	1032.75	1057.39	1082.16	1107.15
1132.24	1157.41	1182.68	1208.05	1233.49	1259.01	1284.60	1310.24	1335.92	1361.62
1397.34	1413.86	1439.76	1439.73	1449.70	1441.67	1442.62	1443.58	1444.53	1445.47
1446.41	1447.35	1448.27	1449.19	1450.10	1451.01	1451.90	1452.78	1453.66	1454.52
1455.37	1456.21	1457.03	1457.85	1458.64	1459.42	1460.18	1460.92	1461.65	1462.35
1463.04	1463.78	1464.34	1464.95	1465.54	1466.11	1466.64	1467.15	1467.63	1468.09
1468.51	1468.98	1469.26	1469.59	1469.88	1470.14	1470.37	1470.57	1470.72	1470.85
1470.94	1470.99	1471.02	1471.08	1471.08					
BALANCE NUMERO 39863 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 481.16									
20.30	50.91	51.20	51.55	51.98	52.49	53.06	53.71	54.43	55.23
56.10	57.84	58.89	59.28	60.39	61.66	63.02	64.46	65.99	67.60
69.23	71.10	72.98	74.96	77.23	79.20	81.47	83.84	86.31	88.69
91.56	94.35	97.24	100.24	103.38	106.67	110.11	113.71	117.47	121.40
125.51	129.79	134.25	139.90	143.74	148.77	154.80	159.44	165.38	170.93
177.00	183.29	189.90	196.55	203.52	210.74	218.19	225.89	233.84	242.84
250.47	259.21	268.19	277.45	286.99	296.81	306.92	317.40	328.27	339.52
351.15	363.19	375.62	388.45	401.69	415.35	429.41	443.98	458.88	474.13
489.89	506.37	522.67	539.70	557.15	575.02	593.31	612.03	631.15	650.69
670.64	690.99	711.74	732.81	754.21	775.92	797.94	820.27	842.89	865.79
889.70	912.43	936.10	959.97	984.05	1008.32	1032.70	1057.41	1082.21	1107.17
1132.24	1157.41	1182.68	1208.05	1233.49	1259.01	1284.60	1310.24	1335.92	1361.62
1397.34	1413.86	1439.76	1439.73	1449.70	1441.67	1442.62	1443.58	1444.53	1445.47
1446.41	1447.35	1448.27	1449.19	1450.10	1451.01	1451.90	1452.78	1453.66	1454.52
1455.37	1456.21	1457.03	1457.85	1458.64	1459.42	1460.18	1460.92	1461.65	1462.35
1463.04	1463.78	1464.34	1464.95	1465.54	1466.11	1466.64	1467.15	1467.63	1468.09
1468.51	1468.98	1469.26	1469.59	1469.88	1470.14	1470.37	1470.57	1470.72	1470.85
1470.94	1470.99	1471.02	1471.08	1471.08					
BALANCE NUMERO 39864 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 481.17									
20.00	50.91	51.20	51.56	51.99	52.49	53.06	53.71	54.43	55.23

69.31	71.10	72.98	74.96	77.04	79.21	81.47	83.84	86.31	88.89
91.57	94.35	97.24	100.24	103.38	106.67	110.11	113.71	117.48	121.41
125.51	129.60	134.26	139.91	143.75	148.78	154.01	159.44	165.08	170.94
177.01	193.29	189.01	196.55	203.53	210.74	218.20	225.89	233.84	242.04
250.50	259.21	268.20	277.46	287.00	296.92	306.93	317.41	328.27	339.52
351.16	363.19	375.63	388.46	401.70	415.36	429.42	443.91	458.81	474.14
489.90	506.09	522.68	539.71	557.16	575.03	593.32	612.03	631.16	650.70
670.65	691.00	711.74	732.82	754.22	775.93	797.95	820.28	842.89	865.80
888.98	912.43	936.10	959.98	984.06	1008.33	1032.78	1057.41	1082.21	1107.17
1132.24	1157.41	1182.69	1208.05	1233.50	1259.02	1284.60	1310.24	1335.92	1361.62
1387.34	1413.06	1438.76	1464.73	1488.78	1441.66	1442.62	1443.58	1444.53	1445.47
1446.41	1447.34	1448.27	1449.19	1450.10	1451.00	1451.90	1452.78	1453.65	1454.52
1455.37	1456.21	1457.03	1457.84	1458.63	1459.41	1460.17	1460.92	1461.64	1462.35
1463.03	1463.69	1464.33	1464.94	1465.53	1466.10	1466.63	1467.14	1467.62	1468.08
1468.53	1468.89	1469.25	1469.58	1469.87	1470.13	1470.36	1470.55	1470.71	1470.84
1470.95	1470.98	1471.00	1470.98						

111.71	409.75	407.51	474.49	431.31	409.11	494.89	531.47	539.57	510.57
111.73	523.39	525.53	541.53	548.12	554.43	551.18	557.54	573.95	529.32
511.65	593.15	599.21	635.44	611.62	617.77	623.87	629.74	635.37	641.71
111.75	115.01	117.61	115.51	171.29	177.34	183.74	189.40	194.62	175.59
111.77	711.11	711.11	711.44	721.11	721.11	737.13	743.15	747.11	712.77
111.79	711.61	767.37	772.57	777.51	783.31	797.05	791.73	791.37	800.25
995.47	909.94	814.36	814.52	814.60	814.84	815.00	815.15	815.31	815.45
815.10	815.74	815.83	815.91	815.15	816.37	816.43	816.52	816.64	816.75
111.81	111.87	117.87	117.87	117.13	117.36	117.44	117.53	117.61	117.69
111.79	117.83	117.89	117.76	815.81	816.37	816.12	816.17	816.21	816.25
816.29	816.33	816.36	816.39	816.41	816.43	816.45	816.47	816.49	816.50
816.53	816.51	816.51	816.51						

3687.71

TEMPERATURAS

10.00	17.40	34.80	42.20	49.60	56.99	64.38	71.77	79.14	86.51
94.87	101.00	109.56	115.09	123.19	130.43	137.77	145.00	152.30	159.60
166.87	174.12	181.39	188.62	195.86	203.09	210.31	217.52	224.72	231.92
243.18	249.06	255.44	262.19	267.74	274.09	282.02	289.15	296.20	303.39
318.50	317.69	324.70	331.78	338.85	345.90	352.95	359.98	367.00	374.01
381.00	387.98	394.94	401.89	408.82	415.73	422.63	429.51	436.38	443.23
450.06	456.87	463.66	470.43	477.19	483.92	490.64	497.33	504.00	510.64
517.26	523.84	530.38	536.90	543.39	549.83	556.25	562.63	569.98	575.29
581.56	587.98	594.01	600.17	606.39	612.59	618.44	624.45	630.42	636.35
642.34	648.99	655.70	662.67	669.40	671.89	676.74	682.34	687.91	693.42
698.91	704.34	707.73	713.07	720.34	725.61	730.81	735.96	741.05	746.10
751.19	756.05	760.95	765.89	770.68	775.34	780.03	784.67	789.26	793.79
808.17	801.69	807.86	807.22	807.19	807.54	807.69	807.84	807.99	808.14
808.25	808.42	808.59	808.69	808.82	808.95	809.08	809.20	809.31	809.43
809.54	809.64	809.75	809.84	809.94	810.03	810.12	810.20	810.28	810.36
810.43	810.50	810.57	810.63	810.69	810.71	810.80	810.84	810.87	810.93

911.13 911.19 911.18
BALANCE NÚMERO 125000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3754.85

TEMPERATURAS

27.34	34.68	42.01	49.35	56.68	64.01	71.33	78.64	85.95
100.03	107.80	115.66	123.31	129.54	136.76	143.98	151.20	158.40
165.60	172.70	179.79	187.17	194.34	201.50	208.66	215.81	222.95
237.20	244.31	251.41	258.58	265.50	272.66	279.72	286.77	293.85
307.15	314.39	322.01	329.03	336.03	343.03	350.01	356.97	363.93
377.24	384.71	391.61	398.49	405.36	412.21	419.04	425.86	432.66
445.21	452.76	459.69	466.40	473.09	479.76	486.40	493.03	499.64
512.70	519.30	525.79	532.34	538.67	545.06	551.41	557.74	564.02
574.44	582.60	589.82	594.93	601.00	607.03	613.02	619.78	624.89
636.60	642.39	648.15	653.67	659.14	665.17	670.77	676.32	681.83
692.72	698.10	703.43	708.72	713.97	719.16	724.31	729.41	734.46
744.48	749.30	754.15	758.95	763.70	768.39	773.03	777.62	782.16
791.06	795.44	799.76	800.00	800.23	800.39	800.53	800.60	800.82
800.96	801.10	801.24	801.37	801.50	801.63	801.75	801.87	801.99
802.21	802.32	802.42	802.52	802.62	802.71	802.79	802.89	802.96
803.11	803.18	803.25	803.31	803.37	803.42	803.47	803.52	803.56
803.64	803.68	803.71	803.74	803.76	803.79	803.81	803.82	803.84
803.86	803.88	803.92	803.96					

BALANCE NÚMERO
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3821.99

TEMPERATURAS

27.34	34.68	42.01	49.35	56.68	64.01	71.33	78.64	85.95
100.03	107.80	115.66	123.31	129.54	136.76	143.98	151.20	158.40
165.60	172.70	179.79	187.17	194.34	201.50	208.66	215.81	222.95
237.20	244.31	251.41	258.58	265.50	272.66	279.72	286.77	293.85
307.15	314.39	322.01	329.03	336.03	343.03	350.01	356.97	363.93
377.24	384.71	391.61	398.49	405.36	412.21	419.04	425.86	432.66
445.21	452.76	459.69	466.40	473.09	479.76	486.40	493.03	499.64
512.70	519.30	525.79	532.34	538.67	545.06	551.41	557.74	564.02
574.44	582.60	589.82	594.93	601.00	607.03	613.02	619.78	624.89
636.60	642.39	648.15	653.67	659.14	665.17	670.77	676.32	681.83
692.72	698.10	703.43	708.72	713.97	719.16	724.31	729.41	734.46
744.48	749.30	754.15	758.95	763.70	768.39	773.03	777.62	782.16
791.06	795.44	799.76	800.00	800.23	800.39	800.53	800.60	800.82
800.96	801.10	801.24	801.37	801.50	801.63	801.75	801.87	801.99
802.21	802.32	802.42	802.52	802.62	802.71	802.79	802.89	802.96
803.11	803.18	803.25	803.31	803.37	803.42	803.47	803.52	803.56
803.64	803.68	803.71	803.74	803.76	803.79	803.81	803.82	803.84
803.86	803.88	803.92	803.96					

331.74	335.57	339.37	343.14	346.94	350.69	354.43	358.14	361.84	365.52
369.18	372.92	376.44	380.03	383.61	387.17	390.72	394.22	397.71	401.18
404.61	408.05	411.45	414.83	418.18	421.52	424.82	428.11	431.37	434.62
437.82	441.03	444.16	447.33	450.41	453.58	456.56	459.68	462.68	465.59
468.54	471.47	474.37	477.44	480.58	483.69	486.79	489.89	492.99	495.88
498.17	501.24	504.35	507.44	510.52	513.61	516.68	519.76	522.84	525.91
528.93	531.91	534.92	537.93	540.94	543.95	546.96	549.97	552.98	555.99
558.99	561.92	564.94	567.96	570.97	573.98	576.99	579.99	582.99	585.99
588.99	591.99	594.99	597.99	600.99	603.99	606.99	609.99	612.99	615.99

537.89 537.89 537.89 537.89
 ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 6719.36
 BALANCE NUMERO 545000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6719.36

TEMPERATURAS

20.80	24.52	29.84	33.56	35.88	42.69	47.11	51.62	56.13	60.63
65.12	69.61	74.09	78.56	83.02	87.46	91.90	96.32	100.74	105.14
109.55	113.95	118.34	122.73	127.11	131.49	135.86	140.23	144.59	148.94
152.28	156.62	161.95	166.28	170.59	174.90	179.20	183.49	187.78	192.05
196.32	200.59	204.82	209.04	213.29	217.51	221.72	225.92	230.10	234.28
238.44	242.59	246.74	250.86	254.98	259.09	263.18	267.27	271.36	275.44
279.51	283.60	287.65	291.71	295.77	299.83	303.77	307.71	311.65	315.58
319.51	323.42	327.33	331.23	335.11	338.98	342.84	346.68	350.51	354.32
358.12	361.79	365.46	369.41	373.14	376.85	380.54	384.22	387.89	391.51
395.13	398.73	402.31	405.87	409.41	412.93	416.43	419.91	423.36	426.79
430.21	433.59	436.96	440.38	443.63	446.92	450.20	453.45	456.67	459.88
463.05	466.21	469.34	472.44	475.52	478.57	481.60	484.60	487.53	490.52
493.46	496.36	499.23	499.33	499.44	499.54	499.64	499.74	499.84	499.93
500.03	500.12	500.21	500.29	500.38	500.46	500.54	500.61	500.69	500.76
500.83	500.89	500.97	501.03	501.10	501.16	501.21	501.27	501.32	501.37
501.42	501.47	501.51	501.54	501.60	501.63	501.67	501.70	501.73	501.76
501.79	501.82	501.84	501.86	501.89	501.90	501.91	501.92	501.93	501.93
501.94	501.94	501.94	501.94						

- 521 -

A C E R O M O L D E A D O

AM. 30Mn5.

522 -

[illegible]

1600.00	1602.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00
1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00
1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00	1600.00
INCREMENTO DE TIEMPO=		0.01219	1600.00						

CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.73	ELEMENTO NUMERO	123	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	9.75	BALANCE	719
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	393.25	ELEMENTO NUMERO	124	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	15.58	BALANCE	1279
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.94	ELEMENTO NUMERO	125	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	22.57	BALANCE	1554
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.68	ELEMENTO NUMERO	126	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	30.32	BALANCE	2406
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.55	ELEMENTO NUMERO	127	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	39.19	BALANCE	3133
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.74	ELEMENTO NUMERO	128	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	45.89	BALANCE	3765
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.83	ELEMENTO NUMERO	129	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	53.39	BALANCE	4379
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.55	ELEMENTO NUMERO	130	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	60.66	BALANCE	4976
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.91	ELEMENTO NUMERO	131	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	67.79	BALANCE	5561
BALANCE NUMERO	5604						
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	68.31						

20.00	19.92	19.92	19.92	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91
19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91
19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91	19.91
19.92	19.92	19.92	19.92	19.92	19.92	19.92	19.93	19.93	19.93
19.94	19.94	19.95	19.94	19.97	19.98	20.00	20.02	20.05	20.06
20.11	20.16	20.21	20.28	20.36	20.45	20.56	20.69	20.85	21.04
21.26	21.52	21.82	22.18	22.59	23.08	23.64	24.29	25.05	25.91
26.91	29.06	29.37	30.87	32.57	34.50	36.69	39.15	41.93	45.05
48.55	52.45	56.88	61.63	66.99	72.91	79.43	86.60	94.46	103.05
112.67	123.42	135.37	148.62	163.27	179.41	197.12	216.51	237.63	260.58
285.43	312.26	341.75	373.99	409.07	447.06	488.07	532.10	579.13	629.15
682.11	737.93	796.03	856.38	918.59	982.42	1047.63	1114.05	1181.24	1249.05
1317.33	1385.80	1457.80	1459.74	1462.41	1465.04	1467.62	1470.16	1472.65	1475.12
1477.57	1480.00	1480.74	1481.47	1482.20	1482.91	1483.61	1484.30	1484.96	1485.62
1486.25	1486.87	1487.47	1488.06	1488.64	1489.20	1489.75	1490.28	1490.79	1491.30
1491.78	1492.25	1492.70	1493.14	1493.55	1493.95	1494.32	1494.68	1495.01	1495.33
1495.62	1495.89	1496.14	1496.37	1496.57	1496.75	1496.90	1497.04	1497.15	1497.23

1497.29	1497.33	1497.34	1497.33						
AMETAL = 0.06600		ELEMENTO NUMERO	123	TIEMPO =	68.32				
INCREMENTO DE TIEMPO=		0.01238							
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	392.71	ELEMENTO NUMERO	132	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	74.91	BALANCE	6137		
BALANCE NUMERO	6337								
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	77.38								
20.00	19.91	19.91	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	
19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	
19.90	19.90	19.90	19.90	19.90	19.91	19.91	19.91	19.91	
19.91	19.91	19.92	19.92	19.92	19.93	19.93	19.94	19.95	
19.97	19.99	20.01	20.03	20.06	20.09	20.13	20.18	20.23	
20.28	20.47	20.58	20.71	20.86	21.03	21.24	21.48	21.76	
22.46	22.90	23.40	23.98	24.64	25.40	26.26	27.25	28.36	
			0.06	41.43	44.29	47.48	51.02	54.94	

339.69	359.38	380.81	401.82	424.76	448.09	474.18	500.32	528.11	556.86
586.76	617.82	650.08	683.38	717.69	752.97	789.11	826.09	863.87	902.43
941.58	981.31	1021.56	1062.38	1103.47	1144.93	1186.64	1228.57	1270.60	1312.93
1355.26	1397.64	1441.74	1483.48	1448.16	1444.86	1448.36	1489.26	1481.95	1483.64
1455.32	1487.88	1458.67	1468.34	1462.88	1463.68	1465.38	1466.98	1468.59	1470.22
1471.86	1473.49	1475.12	1476.74	1478.37	1480.00	1479.98	1479.96	1479.95	1479.94
1479.93	1479.92	1479.91	1479.91	1479.90	1479.90	1479.90	1479.90	1479.90	1479.90
1479.91	1479.91	1479.91	1479.92	1479.92	1479.93	1479.93	1479.94	1479.95	1479.96

1479.97	1479.98	1479.99	1480.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.61				ELEMENTO NUMERO 146	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	181.88	BALANCE	14781	
BALANCE NUMERO 15462									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 178.38									

20.08	20.13	20.13	20.14	20.15	20.17	20.20	20.23	20.26	20.30
20.35	20.40	20.47	20.54	20.62	20.71	20.81	20.92	21.04	21.18
21.33	21.50	21.69	21.89	22.12	22.36	22.63	22.93	23.26	23.61
24.08	24.43	24.89	25.48	26.15	26.94	27.79	28.64	29.49	
29.38	31.34	32.39	33.51	34.73	36.03	37.44	38.95	40.57	42.31
44.17	46.16	48.38	50.58	53.01	55.68	58.37	61.31	64.44	67.77
71.38	75.04	79.01	83.21	87.64	92.33	97.28	102.50	108.09	114.07
120.45	127.27	134.52	142.24	150.45	159.16	168.39	178.17	188.58	199.42
210.94	223.87	235.84	249.26	263.34	278.11	293.58	309.78	326.92	345.04
364.16	384.28	405.43	427.62	450.88	475.28	500.68	527.07	554.62	583.24
612.92	643.66	675.44	709.24	741.87	776.31	811.54	847.52	884.21	921.57
959.47	997.86	1036.78	1075.96	1115.59	1155.48	1195.58	1235.86	1276.38	1316.87
1357.51	1398.19	1440.54	1482.19	1443.83	1445.48	1447.13	1448.78	1450.43	1452.07
1453.72	1455.36	1457.00	1458.64	1460.28	1461.93	1463.57	1465.21	1466.85	1468.49
1470.13	1471.78	1473.42	1475.06	1476.71	1478.35	1480.00	1479.98	1479.96	1479.95
1479.94	1479.92	1479.92	1479.91	1479.90	1479.90	1479.90	1479.90	1479.90	1479.90
1479.91	1479.91	1479.91	1479.92	1479.92	1479.93	1479.93	1479.94	1479.95	1479.96

1479.97	1479.98	1479.99	1480.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.47				ELEMENTO NUMERO 147	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	190.84	BALANCE	15585	
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 392.85				ELEMENTO NUMERO 148	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	208.62	BALANCE	16247	
BALANCE NUMERO 16194									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 203.87									

20.09	20.31	20.32	20.33	20.35	20.38	20.41	20.45	20.50	20.56
20.63	20.78	20.79	20.80	20.99	21.11	21.25	21.40	21.56	21.75
21.95	22.17	22.41	22.68	22.97	23.28	23.63	24.01	24.42	24.87
25.35	25.86	26.45	27.07	27.74	28.47	29.25	30.10	31.01	32.00
33.05	34.17	35.42	36.73	38.14	39.65	41.27	43.00	44.85	46.83
48.94	51.15	53.50	56.12	58.83	61.71	64.76	68.00	71.43	75.05
78.86	82.08	85.51	89.14	92.97	96.99	101.20	105.60	110.19	114.98

69.70	72.65	75.52	78.53	81.67	84.95	88.37	91.93	95.65	99.53
103.57	107.82	112.30	117.02	121.98	127.18	132.65	138.37	144.37	150.66
157.23	164.10	171.20	178.79	186.60	194.75	203.24	212.07	221.26	230.92
240.74	251.83	261.71	272.79	284.27	296.16	308.47	321.33	334.75	348.73
363.20	378.43	394.16	410.48	427.41	444.96	463.12	481.89	501.29	521.31
541.94	563.19	585.06	607.54	630.63	654.32	678.60	703.48	728.84	754.68
789.67	827.71	864.99	902.49	940.48	978.86	1017.54	1056.59	1095.75	1135.24
1184.98	1234.94	1285.11	1335.41	1385.84	1436.39	1487.03	1537.75	1588.55	1639.39
1690.26	1741.16	1792.31	1843.56	1895.81	1947.07	1998.32	2049.57	2100.82	2152.07
1443.32	1444.57	1445.82	1447.07	1448.32	1449.56	1450.81	1452.05	1453.29	1454.53
1455.77	1457.20	1458.63	1459.46	1460.69	1461.91	1463.14	1464.35	1465.57	1466.78
1467.99	1469.19	1470.40	1471.60	1472.80	1474.00	1475.20	1476.40	1477.60	1478.80
1480.00	1479.99	1479.98	1479.97	1479.96	1479.95	1479.94	1479.93	1479.92	1479.91
1479.97	1479.98	1479.99	1480.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 192.65 ELEMENTO NUMERO 161 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 336.96 BALANCE 27403									
BALANCE NUMERO 28110									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 345.59									

29.00	29.15	29.25	29.39	29.56	29.79	30.05	30.36	30.71	31.11
31.56	32.05	32.59	33.19	33.83	34.53	35.29	36.10	36.97	37.92
38.89	39.95	41.07	42.27	43.53	44.87	46.29	47.79	49.36	51.03
52.78	54.62	56.56	58.59	60.72	62.96	65.30	67.75	70.32	73.02
75.81	78.74	81.79	84.98	88.31	91.77	95.38	99.13	103.04	107.16
111.49	116.04	120.91	125.82	131.07	136.58	142.33	148.36	154.66	161.23
168.10	175.26	182.73	190.51	198.60	207.02	215.78	224.87	234.31	244.11
254.26	264.70	275.68	286.97	298.65	310.74	323.35	336.49	350.17	364.41
379.19	394.54	410.46	426.96	444.03	461.69	479.93	498.77	518.19	539.28
559.80	579.98	601.73	624.87	646.97	670.43	694.45	719.01	744.02	769.47
795.35	821.64	848.33	875.42	902.88	930.65	958.71	987.84	1017.63	1044.46
1073.52	1102.88	1132.22	1161.77	1191.44	1221.22	1251.09	1281.84	1311.86	1341.12
1371.21	1401.32	1432.65	1463.87	1495.09	1526.31	1557.53	1588.75	1619.96	1641.18
1442.40	1443.62	1444.84	1446.06	1447.28	1448.50	1449.72	1450.94	1452.15	1453.37
1454.58	1455.79	1457.00	1458.21	1459.42	1460.63	1461.84	1463.05	1464.26	1465.47
1466.67	1467.88	1469.09	1470.30	1471.51	1472.72	1473.93	1475.14	1476.36	1477.57
1478.79	1480.00	1479.99	1479.98	1479.97	1479.96	1479.95	1479.94	1479.93	1479.92
1479.97	1479.98	1479.99	1480.00						
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 192.53 ELEMENTO NUMERO 162 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 340.84 BALANCE 28376									
CALOR LATENTE INTRODUCIDO 192.79 ELEMENTO NUMERO 163 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 360.92 BALANCE 29366									
BALANCE NUMERO 29582									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 363.56									
30.00	31.32	31.43	31.59	31.80	32.06	32.36	32.71	33.12	33.57
	4	5.90	36.63	37.41	38.25	39.15	40.12	41.15	

127.77	132.89	136.68	141.29	146.16	151.23	156.58	161.97	167.63	173.53
179.63	185.95	192.49	199.26	206.23	213.49	220.94	228.67	236.43	244.84
253.38	262.82	271.81	280.26	289.88	299.61	309.71	320.18	331.83	342.25
353.87	365.87	378.26	391.85	404.24	417.83	431.83	446.25	461.87	476.31
491.96	508.83	524.52	541.41	558.72	576.44	594.57	613.18	632.84	651.38
671.11	691.24	711.75	732.58	753.72	775.16	796.91	818.94	841.26	863.84
886.73	909.85	933.19	956.72	980.45	1004.36	1028.45	1052.71	1077.13	1101.78
1126.37	1151.15	1176.83	1201.81	1226.87	1251.21	1276.44	1301.74	1327.89	1352.48
1377.91	1403.38	1428.87	1459.86	1438.86	1431.85	1432.85	1433.85	1434.85	1435.86
1436.86	1437.86	1438.86	1439.87	1440.87	1441.87	1442.86	1443.86	1444.85	1445.84
1446.82	1447.88	1448.77	1449.73	1450.68	1451.63	1452.56	1453.48	1454.39	1455.28
1456.15	1457.88	1457.84	1458.65	1459.43	1460.19	1460.92	1461.62	1462.28	1462.91
1463.51	1464.86	1464.57	1465.84	1465.47	1465.83	1466.18	1466.46	1466.78	1466.88
1467.01	1467.89	1467.11	1467.89						
BALANCE NUMERO 48808				498.73					
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO									

TEMPERATURAS

28.88	52.38	52.68	53.85	53.49	54.81	54.68	55.26	56.88	56.82
57.71	59.69	59.74	68.87	62.88	63.38	64.76	66.22	67.77	69.41
71.14	72.96	74.87	76.87	78.97	81.17	83.46	85.85	88.35	90.95
93.65	96.46	99.38	102.42	105.68	108.93	112.43	116.88	119.89	123.87
128.03	132.36	136.87	141.57	146.45	151.53	156.88	162.28	167.96	173.85
179.93	186.28	192.82	199.68	206.68	213.84	221.32	229.83	237.88	245.21
253.68	262.41	271.48	280.66	290.28	300.82	318.12	328.68	331.45	342.68
354.38	366.38	378.78	391.58	404.69	418.29	432.29	446.71	461.53	476.77
492.43	509.58	524.98	541.88	559.18	576.98	595.83	613.56	632.49	651.82
671.55	691.67	712.17	732.99	754.13	775.56	797.38	819.32	841.63	864.22
887.87	918.19	933.51	957.83	980.74	1004.64	1028.71	1052.96	1077.36	1101.92
1126.59	1151.36	1176.23	1201.19	1226.24	1251.37	1276.58	1301.86	1327.19	1352.57
1377.98	1403.41	1428.87	1459.86	1438.85	1431.85	1432.84	1433.84	1434.83	1435.83
1436.83	1437.82	1438.82	1439.81	1440.88	1441.79	1442.77	1443.76	1444.73	1445.78
1446.67	1447.63	1448.56	1449.52	1450.45	1451.37	1452.27	1453.17	1454.84	1454.98
1455.74	1456.56	1457.36	1458.13	1458.88	1459.68	1460.29	1460.96	1461.58	1462.18
1462.74	1463.26	1463.74	1464.18	1464.58	1464.93	1465.24	1465.58	1465.72	1465.89
1466.01	1466.89	1466.11	1466.89						
BALANCE NUMERO 48842				491.24					
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO									

28.88	52.48	52.78	53.15	53.68	54.12	54.71	55.37	56.12	56.93
57.83	59.88	59.85	68.99	62.20	63.58	64.88	66.35	67.98	69.54
71.17	73.88	75.88	77.81	79.11	81.31	83.61	86.88	88.53	91.18

100.00	188.33	193.08	195.85	200.86	214.11	221.53	229.31	237.28	245.56
203.37	262.79	271.69	280.96	290.49	300.29	310.42	320.91	331.77	343.01
354.63	366.63	379.03	391.83	405.03	418.63	432.64	447.05	461.88	477.12
492.78	509.89	525.33	542.23	559.53	577.25	595.37	613.99	632.93	652.16
671.38	691.80	712.50	733.31	754.43	775.06	797.59	819.61	841.91	864.49
897.13	919.43	933.75	957.26	980.56	1004.85	1028.92	1053.15	1077.54	1102.09
1126.78	1151.51	1176.37	1201.32	1226.37	1251.49	1276.69	1301.95	1327.27	1352.63
1378.02	1403.43	1428.86	1459.35	1489.84	1431.84	1432.83	1433.82	1434.81	1435.80
1436.79	1437.78	1438.77	1439.76	1440.74	1441.72	1442.69	1443.66	1444.63	1445.59
1446.54	1447.48	1448.42	1449.34	1450.25	1451.15	1452.04	1452.91	1453.77	1454.61
1455.41	1456.22	1456.99	1457.75	1458.48	1459.17	1459.84	1460.48	1461.09	1461.66
1462.19	1462.87	1463.15	1463.58	1463.96	1464.39	1464.57	1464.84	1465.35	1465.21

1465.00 1465.48 1465.42 1465.40
BALANCE VINCULO 491.95
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO

TEMPERATURAS

50.00	52.41	53.70	53.29	53.74	54.26	54.65	55.52	56.26	57.03
57.78	58.96	60.01	61.15	62.36	63.66	65.05	66.51	68.07	69.71
71.43	73.27	75.18	77.19	79.30	81.50	83.80	86.20	88.70	91.31
94.02	96.34	99.77	102.81	106.00	109.34	112.84	116.50	120.33	124.32
128.49	132.83	137.35	142.05	146.95	152.04	157.32	162.81	168.50	174.40
180.02	186.65	193.41	200.20	207.21	214.46	221.94	229.67	237.65	245.87
254.29	263.09	272.09	281.34	290.87	300.67	310.62	321.52	332.17	343.43
355.06	367.37	379.48	392.26	405.48	419.08	433.07	447.51	462.34	477.58
493.24	509.31	525.80	542.69	559.99	577.71	595.83	614.35	633.28	652.60
672.32	692.43	712.92	733.73	754.84	776.26	797.98	819.99	842.28	864.84
897.68	919.77	934.07	957.56	981.25	1005.13	1029.19	1053.40	1077.78	1102.32
1126.97	1151.72	1176.56	1201.59	1226.53	1251.64	1276.82	1302.07	1327.57	1352.78
1378.06	1403.45	1428.84	1459.33	1489.82	1431.80	1432.79	1433.78	1434.76	1435.75
1436.73	1437.71	1438.69	1439.66	1440.64	1441.63	1442.56	1443.52	1444.47	1445.41
1446.34	1447.27	1448.18	1449.09	1449.99	1450.88	1451.72	1452.56	1453.39	1454.20
1455.01	1455.81	1456.59	1457.35	1458.10	1458.82	1459.53	1460.21	1460.96	

748

1435.95	1435.95	1436.84	1437.70	1438.56	1439.40	1440.23	1441.04	1441.85	1442.64
1443.41	1444.17	1444.91	1445.64	1446.35	1447.04	1447.72	1448.38	1449.01	1449.63
1450.22	1450.80	1451.35	1451.88	1452.39	1452.87	1453.33	1453.77	1454.17	1454.56
1454.91	1455.24	1455.54	1455.82	1456.07	1456.29	1456.48	1456.64	1456.77	1456.88
1456.95	1457.00	1457.02	1457.01						
BALANCE NUMERO 40714									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 499.45									
20.00	54.12	54.43	54.82	55.20	55.61	56.42	57.11	57.87	58.71
59.63	60.63	61.70	62.86	64.10	65.43	66.84	68.33	69.92	71.59
73.35	75.21	77.15	79.19	81.33	83.56	85.89	88.33	90.86	93.50
96.24	99.39	102.05	105.16	108.41	111.82	115.39	119.12	123.01	127.07
131.30	135.71	140.29	145.07	150.03	155.18	160.53	166.09	171.85	177.81
184.00	190.39	197.01	203.86	210.93	218.24	225.78	233.57	241.59	249.84
259.38	267.16	276.20	285.50	295.00	304.94	315.15	325.72	336.66	347.98
359.67	371.74	384.20	397.05	410.30	423.94	437.98	452.43	467.28	482.53
498.20	514.27	530.75	547.64	564.93	582.62	600.70	619.19	638.07	657.34
677.00	697.03	717.45	738.17	759.19	780.51	802.13	824.03	846.20	868.65
891.35	914.32	937.48	960.85	984.40	1008.14	1032.05	1056.12	1080.36	1104.75
1127.23	1153.82	1178.49	1203.25	1228.07	1252.95	1277.89	1302.85	1327.83	1352.82
1377.80	1402.74	1427.64	1452.60	1477.55	1498.49	1531.43	1532.35	1533.27	1534.18
1435.07	1435.96	1436.83	1437.70	1438.55	1439.39	1440.22	1441.04	1441.84	1442.63
1443.40	1444.16	1444.91	1445.63	1446.35	1447.04	1447.71	1448.37	1449.01	1449.62
1450.22	1450.79	1451.34	1451.87	1452.38	1452.86	1453.32	1453.76	1454.16	1454.55
1454.90	1455.23	1455.54	1455.81	1456.06	1456.28	1456.47	1456.63	1456.76	1456.87
1456.94	1456.98	1457.00	1456.98						

528.55	527.18	525.77	524.31	522.86	521.33	519.81	518.24	516.63	515.04
525.31	521.60	517.85	514.06	510.24	506.38	502.48	498.54	494.56	490.55
496.49	492.39	488.26	484.09	479.88	475.63	471.33	467.00	462.62	458.21
453.75	449.25	444.70	440.12	435.46	430.77	426.03	421.24	416.41	411.52
406.59	401.61	396.58	391.49	386.36	381.17	375.93	370.64	365.30	359.90
352.45	346.95	341.39	335.76	329.73	323.89	317.89	311.86	305.71	299.42
292.97	286.82	280.56	274.18	267.68	261.07	254.37	247.56	240.64	233.61
226.48	219.39	212.20	204.90	197.48	189.95	182.31	174.56	166.69	158.71
150.72	142.60	134.37	126.03	117.58	109.02	100.35	91.57	82.68	73.68
64.58	55.43	46.12	36.76	27.33	17.84	8.29	-1.41	-11.54	-21.24

817.72 817.72 817.72 817.72

BALANCE NUMERO 285003
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3788.26

TEMPERATURAS

26.00	27.38	34.76	42.15	49.53	56.90	64.27	71.64	79.09	86.35
93.69	101.02	106.33	115.64	122.93	130.20	137.47	144.73	151.99	159.24
166.49	173.73	180.96	189.18	195.40	202.61	209.81	217.01	224.19	231.37
238.54	245.69	252.84	259.98	267.11	274.23	281.34	288.47	295.58	302.68
309.78	316.86	323.93	331.00	339.05	345.09	352.12	359.14	366.14	373.13
380.10	387.06	394.00	400.93	407.85	414.74	421.63	428.49	435.34	442.17
448.98	455.77	462.54	469.30	476.04	482.76	489.45	496.13	502.78	509.41
516.01	522.57	529.11	535.61	542.08	548.51	554.92	561.28	567.62	573.92
580.10	586.41	592.60	598.76	604.88	610.96	617.00	623.01	629.97	634.98
640.79	646.64	652.45	658.22	663.95	669.65	675.30	680.91	686.48	692.01
697.58	702.95	709.35	713.78	719.01	724.27	729.48	734.65	739.76	744.83
749.85	754.82	759.74	764.61	769.43	774.19	778.91	783.57	788.18	792.74
797.24	801.69	806.09	806.26	806.42	806.58	806.74	806.90	807.05	807.21
807.35	807.50	807.64	807.78	807.92	808.05	808.18	808.30	808.42	808.54
808.66	808.77	808.87	808.98	809.08	809.17	809.26	809.35	809.44	809.52
809.60	809.67	809.74	809.81	809.87	809.93	809.99	810.04	810.09	810.13
810.17	810.21	810.24	810.27	810.30	810.32	810.34	810.36	810.38	810.39

810.39 810.40 810.40 810.40

BALANCE NUMERO 300003
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3777.84

TEMPERATURAS

20.00	27.32	34.64	41.96	49.27	56.58	63.89	71.19	78.49	85.77
93.05	100.31	107.57	114.81	122.03	129.24	136.45	143.64	150.84	158.03
165.21	172.38	179.55	186.71	193.86	201.01	208.15	215.27	222.39	229.51
236.61	243.78	250.90	257.86	264.92	271.98	279.04	286.09	293.13	300.17
307.28	314.22	321.22	328.22	335.21	342.18	349.15	356.10	363.03	369.96
376.07	383.76	390.64	397.50	404.35	411.18	418.00	424.80	431.58	438.35
445.09	451.82	458.53	465.22	471.89	478.54	485.17	491.78	498.37	504.94
511.48	517.99	524.46	530.91	537.32	543.69	550.04	556.35	562.63	568.87
575.07	581.25	587.38	593.48	599.54	605.57	611.58	617.58	623.41	629.28
635.11	640.91	646.66	652.38	658.06	663.78	669.38	674.85	680.37	685.85
691.28	696.67	702.02	707.33	712.59	717.80	722.96	728.08	733.14	738.16
743.13	748.05	752.92	757.74	762.51	767.23	771.90	776.51	781.07	785.58
790.03	794.44	798.79	799.95	799.11	799.27	799.43	799.59	799.74	799.89
808.04	808.18	808.32	808.46	808.59	808.72	808.85	808.98	809.10	809.22
801.33	801.44	801.55	801.65	801.75	801.85	801.94	802.03	802.11	802.20
802.27	802.35	802.42	802.48	802.55	802.61	802.66	802.71	802.76	802.81
802.85	802.89	802.92	802.95	802.98	803.00	803.02	803.04	803.05	803.06
803.07	803.08	803.08	803.08						

BALANCE NUMERO 395000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3847.42

TEMPERATURAS

20.00	27.25	34.51	41.76	49.02	56.26	63.51	70.74	77.97	85.20
92.41	99.61	106.80	113.97	121.13	128.28	135.42	142.55	149.68	156.80
163.92	171.03	178.13	185.23	192.32	199.40	206.47	213.53	220.59	227.64
234.68	241.71	248.72	255.73	262.73	269.72	276.71	283.69	290.67	297.64
304.60	311.56	318.50	325.43	332.36	339.27	346.17	353.05	359.92	366.78
373.63	380.46	387.27	394.07	400.85	407.62	414.37	421.11	427.83	434.53
441.21	447.87	454.52	461.15	467.76	474.35	480.91	487.46	493.99	500.50
506.98	513.42	519.84	526.22	532.58	538.89	545.18	551.43	557.65	563.83
569.98	576.10	582.18	588.22	594.22	600.19	606.12	612.02	617.87	623.68
629.46	635.20	640.98	646.56	652.19	657.77	663.31	668.82	674.28	679.70
685.08	690.42	695.72	700.97	706.18	711.34	716.45	721.52	726.54	731.51
736.43	741.30	746.12	750.89	755.61	760.28	764.89	769.46	773.97	778.43
782.84	787.19	791.49	791.64	791.82	791.98	792.13	792.29	792.44	792.59

373.63	380.46	387.27	394.07	400.85	407.63	414.37	421.11	427.83	434.53
441.21	447.97	454.72	461.45	467.76	474.35	480.91	487.46	493.99	500.50
506.98	513.42	519.84	526.22	532.58	538.89	545.18	551.43	557.65	563.83
569.98	576.19	582.18	588.22	594.22	600.19	606.12	612.02	617.87	623.69
629.46	635.20	640.98	646.56	652.19	657.77	663.31	668.82	674.28	679.70
685.08	690.42	695.72	700.97	706.18	711.34	716.45	721.52	726.54	731.51
736.43	741.30	746.12	750.89	755.61	760.28	764.89	769.46	773.97	778.43
782.84	787.19	791.49	791.66	791.82	791.98	792.13	792.29	792.44	792.58
792.73	792.87	793.01	793.14	793.27	793.40	793.53	793.66	793.78	793.89
794.01	794.12	794.23	794.33	794.43	794.52	794.62	794.71	794.79	794.87
794.95	795.02	795.09	795.16	795.22	795.28	795.34	795.39	795.44	795.48
795.52	795.56	795.60	795.63	795.65	795.68	795.70	795.71	795.73	795.74
795.75	795.75	795.75	795.75						

BALANCE NUMERO 369000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3917.00

TEMPERATURAS

28.00	27.19	34.38	41.57	48.76	55.94	63.12	70.30	77.46	84.62
91.77	98.98	106.03	113.14	120.24	127.32	134.39	141.46	148.53	155.57
162.64	169.69	176.73	183.76	190.78	197.80	204.81	211.81	218.80	225.78
232.76	239.72	246.68	253.62	260.55	267.48	274.40	281.32	288.23	295.13
302.83	308.92	315.88	322.67	329.52	336.37	343.20	350.02	356.83	363.62
370.48	377.17	383.91	390.65	397.37	404.07	410.76	417.43	424.09	430.71
437.33	443.93	450.51	457.08	463.62	470.14	476.65	483.13	489.60	496.04
502.46	508.85	515.21	521.54	527.83	534.10	540.33	546.52	552.69	558.81
564.90	570.96	576.99	582.97	588.92	594.84	600.71	606.55	612.35	618.10
623.63	629.51	635.15	640.76	646.33	651.86	657.35	662.88	668.21	673.59
678.90	684.19	689.43	694.63	699.78	704.89	709.96	714.97	719.94	724.86
729.73	734.55	739.32	744.04	748.71	753.33	757.90	762.42	766.98	771.29
775.65	779.95	784.21	784.37	784.53	784.69	784.84	784.99	785.14	785.23
785.42	785.56	785.70	785.83	785.96	786.09	786.22	786.34	786.46	786.57
786.68	786.79	786.90	787.00	787.10	787.20	787.29	787.38	787.47	787.55
787.62	787.70	787.77	787.84	787.90	787.96	788.01	788.07	788.11	788.16
788.20	788.24	788.27	788.30	788.33	788.35	788.37	788.39	788.40	788.41
789.42	789.43	789.43	789.43						

BALANCE NUMERO 385800
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3966.50

TEMPERATURAS

28.00	27.13	34.25	41.38	48.50	55.62	62.74	69.85	76.95	84.04
91.13	96.29	103.26	112.31	119.34	126.36	133.37	140.37	147.37	154.37
161.36	169.34	175.31	182.28	189.24	196.19	203.14	210.07	217.00	223.92
241.74	248.74	255.74	262.74	269.74	276.74	283.74	290.74	297.74	304.74

BALANCE NUMERO	330900
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	6640.57

TEMPERATURAS

AMETAL=*****
INCREMENTO DE TIEMPO=

ELEMENTO NUMERO
00004

123

TIEN

■

478.38

BALANCE NUMERO 335000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6670.38

TEMPERATURAS

25.00	24.51	24.02	33.54	38.05	42.56	47.06	51.56	56.06	60.55
-------	-------	-------	-------	-------	-------	-------	-------	-------	-------

154.40	158.78	163.14	167.51	171.86	176.21	180.55	184.89	189.20	193.51
197.82	202.11	206.40	210.69	214.95	219.20	223.45	227.69	231.91	236.13
240.33	244.52	248.70	252.87	257.03	261.17	265.30	269.42	273.54	277.64
281.74	285.82	289.90	293.97	298.03	302.09	306.13	310.15	314.17	318.17
322.15	326.13	330.09	334.03	337.96	341.87	345.77	349.65	353.52	357.38
361.21	365.03	368.84	372.62	376.39	380.14	383.87	387.59	391.28	394.96
398.61	402.25	405.86	409.46	413.03	416.59	420.11	423.62	427.11	430.57
434.01	437.43	440.83	444.20	447.55	450.88	454.18	457.45	460.71	463.94
467.14	470.32	473.47	476.59	479.69	482.77	485.81	488.83	491.83	494.79
497.73	500.64	503.51	506.32	509.73	513.03	516.33	519.63	522.93	526.23
529.33	532.42	535.51	538.60	541.69	544.76	547.85	550.93	553.99	557.08
559.15	562.22	565.29	568.35	571.42	574.48	577.54	580.59	583.65	586.70
589.75	592.80	595.85	598.89	601.93	604.97	607.91	610.95	613.98	616.11
619.14	622.17	625.19	628.21	631.23	634.25	637.27	640.28	643.29	646.30

504.31 504.31 506.31 506.31 ELEMENTO NUMERO 123 TIEMPO = 6678.30
 METAL*****
 INCREMENTO DE TIEMPO = .00004

BALANCE NUMERO 535000
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6678.30

TEMPERATURAS

20.09	24.51	29.02	33.54	38.05	42.56	47.06	51.56	56.06	60.55
65.04	69.51	73.98	78.44	82.89	87.32	91.75	96.17	100.57	104.97
109.36	113.75	118.13	122.51	126.88	131.25	135.61	139.97	144.32	148.67
153.00	157.33	161.66	165.97	170.28	174.58	178.87	183.16	187.44	191.70
195.96	200.21	204.46	208.69	212.91	217.12	221.33	225.52	229.71	233.89
238.04	242.20	246.34	250.47	254.60	258.71	262.82	266.92	271.02	275.11
279.20	283.29	287.38	291.46	295.54	299.63	303.73	307.84	311.94	316.04
319.13	323.02	326.90	330.77	334.63	338.48	342.32	346.15	349.96	353.76
357.54	361.31	365.07	368.81	372.53	376.23	379.92	383.59	387.23	390.87
394.48	398.07	401.64	405.19	408.72	412.23	415.72	419.18	422.63	426.05
429.45	432.83	436.18	439.51	442.82	446.10	449.36	452.60	455.81	459.00
462.16	465.30	468.41	471.50	474.56	477.59	480.60	483.58	486.54	489.46
492.34	495.23	498.09	499.18	498.29	498.39	498.50	498.60	498.69	498.79
498.88	498.97	499.06	499.15	499.23	499.32	499.40	499.47	499.55	499.62
499.70	499.76	499.83	499.90	499.96	500.02	500.09	500.13	500.17	500.24
500.29	500.34	500.38	500.42	500.46	500.50	500.54	500.57	500.61	500.64
500.66	500.69	500.71	500.73	500.75	500.77	500.79	500.79	500.80	500.81
500.82	500.82	500.82	500.82						

- 534 -

ACERO MOLDEADO

AM. 40Mn5.

[illegible]

CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.24	ELEMENTO NUMERO 123	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	15.89	BALANCE	1248
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.36	ELEMENTO NUMERO 124	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	23.57	BALANCE	1949
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.82	ELEMENTO NUMERO 125	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	32.76	BALANCE	2708
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.49	ELEMENTO NUMERO 126	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	41.68	BALANCE	3445
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.49	ELEMENTO NUMERO 127	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	50.89	BALANCE	4148
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.28	ELEMENTO NUMERO 128	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	58.85	BALANCE	4798
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.81	ELEMENTO NUMERO 129	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	65.47	BALANCE	5428
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.25	ELEMENTO NUMERO 130	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	73.84	BALANCE	6039
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.39	ELEMENTO NUMERO 131	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	80.38	BALANCE	6637
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.35	ELEMENTO NUMERO 132	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	87.43	BALANCE	7224
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.11	ELEMENTO NUMERO 133	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	94.49	BALANCE	7818
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.66	ELEMENTO NUMERO 134	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	101.56	BALANCE	8394
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.64	ELEMENTO NUMERO 135	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	108.64	BALANCE	8977
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.38	ELEMENTO NUMERO 136	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	115.77	BALANCE	9568
BALANCE NUMERO 9792						
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	118.48					

20.00	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89
19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.90	19.90	19.91	19.91	19.92
19.93	19.94	19.95	19.96	19.98	20.00	20.02	20.05	20.08	20.12
20.16	20.21	20.27	20.33	20.40	20.49	20.58	20.69	20.82	20.96
21.12	21.30	21.51	21.74	22.00	22.29	22.63	23.00	23.42	23.88
24.40	24.99	25.64	26.36	27.16	28.05	29.03	30.12	31.32	32.64
34.10	35.78	37.46	39.38	41.49	43.79	46.29	49.02	51.99	55.22
58.71	62.49	66.37	70.98	75.72	80.83	86.32	92.20	98.51	105.26
112.63	120.65	129.36	138.79	148.98	159.97	171.81	184.52	198.15	212.74
228.33	244.94	262.62	281.36	301.19	322.43	345.15	369.43	395.34	422.98
452.15	483.10	515.76	550.12	586.10	623.93	663.35	704.42	746.83	790.52
835.43	881.49	928.41	976.53	1025.28	1074.52	1124.42	1174.68	1225.24	1276.81
1326.93	1377.90	1431.00	1483.11	1535.22	1587.31	1639.40	1691.48	1743.56	1795.63
1447.69	1449.75	1451.80	1453.85	1455.90	1457.95	1460.00	1460.87	1460.15	1460.22
1460.30	1460.37	1460.45	1460.52	1460.60	1460.67	1460.75	1460.82	1460.89	1460.96
1461.03	1461.09	1461.16	1461.22	1461.28	1461.34	1461.39	1461.45	1461.50	1461.55

1461.59	1461.64	1461.67	1461.71	1461.74	1461.77	1461.79	1461.81	1461.82	1461.84
1461.85	1461.85	1461.85	1461.85						
AMETAL = 95490									
INCREMENTO DE TIEMPO =	01259								
		ELEMENTO NUMERO	123	TIEMPO =	118.49				

CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.24	ELEMENTO NUMERO 137	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	133.15	BALANCE	10144
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.55	ELEMENTO NUMERO 138	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	138.76	BALANCE	10769
BALANCE NUMERO 10942						
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	132.93					

20.00	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89	19.89
19.98	19.98	19.91	19.91	19.92	19.93	19.94	19.95	19.97	19.99
20.01	20.03	20.06	20.09	20.13	20.17	20.22	20.27	20.33	20.40
20.46	20.52	20.60	20.68	20.93	21.08	21.25	21.44	21.65	21.88
22.15	22.45	22.78	23.15	23.54	24.02	24.52	25.09	25.71	26.40
27.16	28.00	28.92	29.94	31.05	32.27	33.61	35.07	36.67	38.41
40.31	42.35	44.62	47.25	49.68	52.52	55.60	58.91	62.48	66.32
70.25	74.77	79.60	84.74	90.09	95.75	101.75	108.07	114.73	121.75

1417.03	1417.07	1417.47	1418.10	1418.92	1419.35	1420.04	1420.87	1421.70	1422.63	1423.65
1417.61	1418.07	1418.54	1419.07	1419.60	1420.24	1420.87	1421.70	1422.63	1423.65	1424.78
1418.09	1418.50	1419.02	1419.64	1420.26	1420.86	1421.66	1422.64	1423.84	1425.08	1426.48
1418.64	1419.12	1419.60	1420.27	1420.84	1421.51	1422.27	1423.17	1424.14	1425.24	1426.44
1419.09	1419.62	1420.20	1420.85	1421.46	1422.15	1422.94	1423.84	1424.89	1426.04	1427.34
1419.61	1420.21	1420.81	1421.41	1422.02	1422.71	1423.44	1424.24	1425.14	1426.24	1427.44

1419.97 1420.58 1421.25 1421.97 1422.74
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 339.07 ELEMENTO NUMERO 157 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 287.07 BALANCE 21440
 BALANCE NUMERO 15498
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 277.17

28.00	28.10	28.14	28.20	28.20	28.27	28.32	28.37	28.45	28.56	29.06
28.14	28.20	28.24	28.26	28.31	28.38	28.43	28.47	28.57	29.08	29.18
28.27	28.37	28.46	28.57	29.13	29.25	29.32	29.39	29.50	29.60	29.70
28.37	28.46	28.53	28.64	28.77	28.90	29.03	29.16	29.29	29.42	29.54
28.67	28.75	28.80	28.84	28.91	29.00	29.13	29.26	29.39	29.52	29.65
28.67	28.74	28.87	28.97	29.10	29.23	29.36	29.49	29.62	29.75	29.88
28.87	28.98	29.08	29.14	29.20	29.26	29.32	29.38	29.44	29.50	29.56
28.97	29.04	29.13	29.20	29.26	29.32	29.38	29.44	29.50	29.56	29.62
29.07	29.14	29.20	29.26	29.32	29.38	29.44	29.50	29.56	29.62	29.68

473.04	473.07	528.74	543.18	566.34	570.22	614.82	640.12	666.11	692.79	
528.14	748.83	776.44	802.41	834.84	864.78	895.17	926.00	957.17	988.67	
1038.47	1053.55	1064.69	1117.40	1150.23	1183.11	1216.12	1249.25	1282.46	1315.74	
1349.84	1392.41	1417.15	1418.54	1419.92	1421.31	1422.69	1424.08	1425.46	1426.85	
1428.23	1429.62	1431.00	1432.38	1433.76	1435.14	1436.52	1437.90	1439.28	1440.66	
1442.04	1443.42	1444.80	1446.18	1447.56	1448.94	1450.32	1451.70	1453.08	1454.46	
1455.85	1457.23	1458.61	1460.00	1461.38	1462.76	1464.14	1465.52	1466.90	1468.28	
1469.66	1471.04	1472.42	1473.80	1475.18	1476.56	1477.94	1479.32	1480.70	1482.08	

1459.97 1459.98 1459.99 1460.00
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 339.01 ELEMENTO NUMERO 154 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 278.05 BALANCE 22501
 CALOR LATENTE INTRODUCIDO 339.32 ELEMENTO NUMERO 155 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO= 288.73 BALANCE 23375
 BALANCE NUMERO 33951
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 274.86

28.00	28.31	28.36	28.43	28.54	28.67	28.83	29.02	29.24	29.49	
28.78	28.87	28.94	29.00	29.08	29.17	29.26	29.34	29.42	29.50	
28.87	28.95	29.04	29.12	29.20	29.28	29.36	29.44	29.52	29.60	

328.67	348.19	352.13	364.47	377.22	390.40	404.00	418.02	432.40	447.37
442.70	470.46	494.66	511.30	520.30	545.09	563.04	582.22	601.04	620.20
639.94	668.04	690.55	701.40	722.75	744.36	766.30	789.57	811.14	834.02
857.19	880.64	904.37	920.31	952.47	976.02	1001.37	1026.09	1050.99	1076.05
1101.26	1126.50	1151.99	1177.49	1203.07	1228.72	1254.44	1280.21	1306.02	1331.86
1357.73	1393.61	1410.56	1411.64	1412.72	1413.79	1414.07	1415.94	1417.02	1418.09
1419.17	1420.24	1421.32	1422.40	1423.47	1424.55	1425.62	1426.70	1427.77	1428.85
1429.93	1431.00	1432.00	1433.15	1434.23	1435.30	1436.38	1437.45	1438.52	1439.59
1440.66	1441.74	1442.81	1443.88	1444.95	1446.03	1447.10	1448.17	1449.24	1450.32
1451.39	1452.46	1453.54	1454.61	1455.69	1456.77	1457.84	1458.92	1460.00	1460.00

1459.99	1459.99	1460.00	1460.00	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	462.33	BALANCE	37301
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.82	ELEMENTO NUMERO 169		TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	476.23	BALANCE	39417
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.20	ELEMENTO NUMERO 170					
BALANCE NUMERO	35774						
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	400.92						

20.00	49.97	50.25	50.60	51.02	51.51	52.07	52.70	53.40	54.10
55.04	55.96	56.97	58.05	59.22	60.46	61.78	63.19	64.68	66.26
67.92	69.40	71.52	73.46	75.40	77.61	79.82	82.14	84.56	87.00
89.70	92.42	95.25	98.19	101.24	104.44	107.79	111.30	114.97	118.00
121.79	126.97	131.31	135.04	140.56	145.47	150.57	155.07	161.37	167.09
173.01	179.15	185.52	192.10	198.92	205.97	213.26	220.79	228.57	236.59
244.07	253.40	262.20	271.26	280.41	290.22	300.11	310.33	320.90	331.85
343.10	354.90	367.02	379.53	392.45	405.77	419.50	433.63	448.19	463.15
478.53	494.34	510.56	527.19	544.24	561.71	579.59	597.09	616.50	635.60
655.13	675.00	695.37	716.04	737.03	758.33	779.94	801.04	824.03	846.50
869.24	892.25	915.51	930.90	942.63	966.40	1010.50	1034.40	1059.03	1093.52
1100.15	1132.07	1157.00	1182.50	1207.54	1232.50	1257.67	1282.01	1307.99	1333.20
1359.43	1393.60	1409.99	1411.03	1412.00	1413.13	1414.10	1415.23	1416.20	1417.33
1418.30	1419.44	1420.49	1421.54	1422.59	1423.64	1424.69	1425.74	1426.80	1427.85
1429.90	1429.95	1431.00	1432.05	1433.10	1434.15	1435.20	1436.24	1437.29	1438.33
1439.37	1442.41	1441.45	1442.49	1443.52	1444.56	1445.59	1446.62	1447.65	1448.60
1449.71	1450.74	1451.77	1452.79	1453.82	1454.85	1455.88	1456.91	1457.94	1458.97

1448.00	1460.00	1460.00	1460.00	TIEMPO DE ENFRIAMIENTO=	490.31	BALANCE	39146
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.02	ELEMENTO NUMERO 171					
CALOR LATENTE INTRODUCIDO	399.02						
BALANCE NUMERO	40001						
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO	400.00						

1433.72	1434.47	1435.20	1435.92	1436.62	1437.30	1437.92	1438.61	1439.24	1439.84
1438.43	1439.39	1439.55	1439.87	1439.57	1439.84	1439.47	1439.92	1439.32	1439.73
1435.05	1435.37	1435.67	1435.94	1436.18	1436.40	1436.58	1436.74	1436.87	1436.97
1437.05	1437.53	1437.11	1437.89						
BALANCE NUMERO 42475									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO				526.79					

20.00	59.10	59.46	59.89	60.39	60.90	61.64	62.38	63.19	64.09
65.07	66.13	67.27	68.49	69.20	71.19	72.67	74.24	75.89	77.64
79.42	81.41	83.43	85.55	87.76	90.07	92.48	94.99	97.59	100.33
103.14	106.11	109.23	112.49	115.90	119.47	123.19	127.08	131.12	135.34
139.73	144.29	149.03	153.96	159.07	164.36	169.64	175.05	181.44	187.54
193.84	200.36	207.09	214.03	221.20	228.60	236.22	244.07	252.16	260.43
267.05	277.06	286.93	296.26	305.84	315.77	326.04	336.66	347.62	358.95
370.63	382.68	395.09	407.87	421.03	434.56	448.46	462.75	477.42	492.47
507.98	523.71	539.90	556.47	573.41	590.74	608.44	626.51	644.95	663.75
682.93	702.46	722.29	742.41	762.82	783.50	804.46	825.69	847.17	868.90
890.83	913.39	935.49	958.07	980.82	1003.73	1026.81	1050.03	1073.40	1096.90
1120.53	1144.24	1168.33	1191.89	1215.81	1239.79	1263.90	1287.84	1311.89	1335.95
1357.98	1393.98	1407.92	1409.87	1409.81	1410.73	1411.65	1412.56	1413.46	1414.35
1415.23	1416.09	1416.95	1417.79	1418.62	1419.44	1420.25	1421.04	1421.82	1422.59
1423.34	1424.07	1424.77	1425.50	1426.18	1426.85	1427.50	1428.13	1428.75	1429.34
1429.91	1430.47	1431.00	1431.51	1432.00	1432.46	1432.90	1433.32	1433.71	1434.09
1434.42	1434.73	1435.02	1435.28	1435.52	1435.73	1435.91	1436.06	1436.19	1436.29
1436.36	1436.48	1436.42	1436.40						
BALANCE NUMERO 42500									
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO				527.86					

TEMPERATURAS

20.00	59.15	59.51	59.94	60.45	61.03	61.70	62.43	63.25	64.15
65.13	66.19	67.33	68.55	69.86	71.25	72.74	74.30	75.96	77.71
79.54	81.47	83.50	85.62	87.83	90.14	92.55	95.06	97.67	100.37
103.21	106.19	109.31	112.58	115.99	119.56	123.28	127.17	131.22	135.44
139.92	144.39	149.13	154.06	159.17	164.47	169.97	175.66	181.55	187.65
193.96	200.47	207.21	214.16	221.33	228.72	236.35	244.20	252.29	260.62
269.18	278.00	287.07	296.40	305.99	315.91	326.18	336.80	347.77	359.10
370.78	382.83	395.24	408.03	421.18	434.71	448.62	462.91	477.59	492.63
503.86	523.87	540.86	556.63	573.57	590.89	608.59	626.66	645.18	663.91
683.08	702.61	722.43	742.55	762.96	783.64	804.59	825.81	847.29	869.02
890.99	913.20	935.60	958.17	980.91	1003.83	1026.90	1050.12	1073.48	1096.97
1120.59	1144.30	1168.00	1191.94	1215.85	1239.81	1263.81	1287.84	1311.89	1335.93
1357.97	1393.93	1407.85	1408.79	1409.73	1410.66	1411.57	1412.48	1413.38	1414.26

81.48	83.36	85.41	87.35	89.79	92.12	94.56	97.19	99.74	102.48
105.36	108.39	111.56	114.88	118.34	121.97	125.75	129.69	133.79	138.07
142.51	147.13	151.73	156.42	161.08	167.44	172.99	178.74	184.69	190.84
197.28	203.77	210.55	217.55	224.77	232.21	239.86	247.79	255.92	264.29
272.98	281.74	290.88	300.23	309.89	319.87	330.19	340.84	351.87	363.24
374.94	387.85	399.58	412.31	425.58	439.85	452.98	467.29	481.94	497.82
512.45	528.26	544.44	561.08	577.93	595.23	612.89	630.93	649.33	668.09
687.28	706.46	726.42	746.45	766.77	787.36	808.22	829.34	850.71	872.32
894.18	916.26	938.53	960.98	983.59	1006.36	1029.28	1052.34	1075.53	1098.84
1122.24	1145.75	1169.31	1192.91	1216.55	1240.23	1263.91	1287.59	1311.25	1334.88
1359.45	1391.95	1405.36	1406.28	1407.19	1408.08	1409.97	1409.83	1410.69	1411.53
1412.36	1413.17	1413.96	1414.75	1415.52	1416.27	1417.08	1417.73	1418.43	1419.12
1419.88	1420.45	1421.89	1421.71	1422.32	1422.91	1423.47	1424.02	1424.56	1425.07
1425.56	1426.03	1426.49	1426.92	1427.34	1427.73	1428.18	1428.45	1428.78	1429.08
1429.37	1429.63	1429.88	1430.89	1430.29	1430.47	1430.62	1430.75	1430.85	1430.94

1430.99 1431.04 1431.05 1431.04
BALANCE NUMERO 43095
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 534.35

20.89	60.67	61.04	61.48	62.01	62.68	63.28	64.84	64.87	65.79
66.73	67.84	69.02	70.27	71.40	73.01	74.52	76.11	77.79	79.56
81.42	83.37	85.42	87.56	89.88	92.14	94.57	97.11	99.75	102.58
105.38	108.40	111.57	114.89	118.36	121.98	125.76	129.71	133.81	138.09
142.53	147.15	151.75	156.94	162.10	167.46	173.01	178.76	184.71	190.86
197.22	203.79	210.57	217.57	224.79	232.24	239.91	247.81	255.94	264.31
272.93	281.79	290.98	300.25	309.91	319.98	330.22	340.89	351.98	363.27
374.99	387.83	399.53	412.34	425.53	439.88	453.81	467.32	481.99	497.85
512.48	528.29	544.47	561.03	577.96	595.26	612.92	630.96	649.36	668.11
687.23	706.69	726.44	746.48	766.88	787.39	808.24	829.36	850.73	872.35
894.20	916.28	938.55	961.00	983.61	1006.38	1029.29	1052.35	1075.54	1098.85
1122.27	1145.76	1169.31	1192.92	1216.56	1240.23	1263.91	1287.59	1311.24	1334.87
1359.44	1391.93	1405.34	1406.26	1407.17	1408.06	1409.95	1409.81	1410.67	1411.51
1412.33	1413.15	1413.94	1414.73	1415.49	1416.25	1416.98	1417.78	1418.41	1419.18
1419.77	1420.43	1421.87	1421.69	1422.29	1422.88	1423.45	1424.00	1424.53	1425.04
1425.53	1426.01	1426.46	1426.89	1427.31	1427.70	1428.07	1428.42	1428.75	1429.05
1429.34	1429.60	1429.84	1430.06	1430.26	1430.43	1430.59	1430.72	1430.82	1430.93

1430.96 1431.00 1431.02 1431.01
BALANCE NUMERO 43097
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 534.37

20.89	60.67	61.04	61.49	62.01	62.61	63.29	64.84	64.88	65.79
66.73	67.87	69.03	70.27	71.48	73.03	74.58	76.11	77.79	79.57

0,01440

798.78	798.77	798.85	798.92	798.99	799.05	799.11	799.17	799.22	799.27
799.31	799.36	799.39	799.43	799.46	799.49	799.51	799.53	799.55	799.56
799.57	799.57	799.57	799.57						

BALANCE NUMERO 283000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3855.08

TEMPERATURAS

20.00	27.21	34.42	41.63	48.84	56.04	63.24	70.43	77.62	84.80
91.96	99.12	106.27	113.40	120.52	127.62	134.72	141.81	148.90	155.99
163.05	170.12	177.18	184.23	191.28	198.31	205.34	212.36	219.37	226.38
233.37	240.34	247.33	254.29	261.25	268.19	275.14	282.07	289.00	295.92
302.84	309.75	316.65	323.53	330.41	337.27	344.12	350.96	357.79	364.60
371.49	378.30	385.10	391.98	398.84	405.68	412.51	419.33	426.13	432.90
439.62	446.41	453.19	459.95	466.68	473.42	479.94	486.43	492.93	499.39
505.83	512.55	519.25	525.98	532.68	539.38	546.04	552.68	559.24	565.80
572.33	578.92	585.50	592.08	598.60	605.14	611.67	618.18	624.66	631.12
637.56	644.00	650.43	656.82	663.22	669.59	675.92	682.24	688.53	694.80
701.05	707.30	713.52	719.72	725.89	732.02	738.11	744.16	750.18	756.15
762.09	768.06	774.00	780.00	785.96	791.89	797.79	803.66	809.50	815.31
821.09	826.94	832.75	838.52	844.25	850.00	855.66	861.29	866.88	872.43
877.94	883.41	888.84	894.23	899.58	904.89	910.16	915.39	920.58	925.72
930.82	935.92	940.98	946.00	951.00	955.96	960.89	965.78	970.64	975.46
980.24	984.99	989.70	994.38	999.02	1003.62	1008.18	1012.70	1017.18	1021.62
1026.02	1030.38	1034.70	1038.98	1043.22	1047.42	1051.58	1055.70	1059.78	1063.82
1067.82	1071.82	1075.78	1079.70	1083.58	1087.42	1091.22	1094.98	1098.70	1102.38
1106.02	1109.62	1113.18	1116.70	1120.18	1123.62	1127.02	1130.38	1133.70	1137.00
1140.28	1143.54	1146.76	1150.00	1153.18	1156.32	1159.42	1162.48	1165.50	1168.48
1171.42	1174.32	1177.18	1180.00	1182.78	1185.52	1188.22	1190.88	1193.50	1196.08
1198.62	1201.12	1203.58	1206.00	1208.38	1210.72	1213.02	1215.28	1217.50	1219.68
1221.82	1223.98	1226.10	1228.18	1230.22	1232.22	1234.18	1236.10	1237.98	1239.82
1241.62	1243.42	1245.18	1246.90	1248.58	1250.22	1251.82	1253.38	1254.90	1256.38
1257.82	1259.22	1260.58	1261.90	1263.18	1264.42	1265.62	1266.78	1267.90	1268.98
1270.02	1271.02	1272.00	1272.98	1273.92	1274.82	1275.68	1276.50	1277.28	1278.02
1278.72	1279.38	1279.98	1280.54	1281.06	1281.54	1281.98	1282.38	1282.74	1283.06
1283.34	1283.62	1283.86	1284.06	1284.22	1284.36	1284.46	1284.54	1284.58	1284.60
1284.62	1284.62	1284.62	1284.62	1284.62	1284.62	1284.62	1284.62	1284.62	1284.62

BALANCE NUMERO 295000
TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 3927.18

TEMPERATURAS

20.00	27.15	34.29	41.44	48.58	55.72	62.85	69.98	77.10	84.21
91.32	98.41	105.49	112.56	119.61	126.65	133.68	140.71	147.73	154.75
161.74	168.74	175.75	182.74	189.72	196.69	203.64	210.61	217.56	224.50
231.43	238.35	245.26	252.16	259.04	265.93	272.80	279.67	286.54	293.39
300.23	307.09	313.92	320.74	327.55	334.35	341.14	347.91	354.67	361.42
368.15	374.87	381.57	388.26	394.93	401.59	408.23	414.85	421.46	428.05
434.62	441.17	447.71	454.23	460.75	467.24	473.72	480.18	486.63	493.06
499.47	505.88	512.28	518.66	525.02	531.37	537.70	544.01	550.30	556.58
562.84	569.16	575.46	581.74	588.00	594.24	600.46	606.66	612.84	618.98
625.09	631.21	637.31	643.39	649.44	655.47	661.48	667.46	673.42	679.36
685.28	691.18	697.06	702.92	708.75	714.56	720.34	726.10	731.84	737.56
743.26	748.94	754.59	760.22	765.82	771.39	776.94	782.46	787.96	793.44
798.89	804.29	809.66	815.00	820.32	825.62	830.89	836.14	841.36	846.56
851.72	856.86	861.98	867.08	872.16	877.22	882.26	887.28	892.28	897.26
902.22	907.14	912.04	916.92	921.78	926.62	931.44	936.24	941.02	945.78
950.52	955.26	959.98	964.68	969.36	974.02	978.66	983.28	987.88	992.46
997.02	1001.58	1006.12	1010.64	1015.14	1019.62	1024.08	1028.52	1032.94	1037.34
1041.72	1046.12	1050.50	1054.86	1059.20	1063.52	1067.82	1072.10	1076.36	1080.60
1084.82	1089.04	1093.24	1097.42	1101.58	1105.72	1109.84	1113.94	1118.02	1122.08
1126.12	1130.18	1134.22	1138.24	1142.24	1146.22	1150.18	1154.12	1158.04	1161.94
1165.82	1169.68	1173.52	1177.34	1181.14	1184.92	1188.68	1192.42	1196.14	1200.00
1203.82	1207.58	1211.32	1215.04	1218.74	1222.42	1226.08	1229.72	1233.34	1236.94
1240.52	1244.10	1247.66	1251.20	1254.72	1258.22	1261.70	1265.16	1268.60	1272.02
1275.42	1278.82	1282.20	1285.56	1288.90	1292.22	1295.52	1298.80	1302.06	1305.30
1308.52	1311.74	1314.94	1318.12	1321.28	1324.42	1327.54	1330.64	1333.72	1336.78
1339.82	1342.86	1345.88	1348.88	1351.86	1354.82	1357.76	1360.68	1363.58	1366.46
1369.32	1372.18	1375.02	1377.84	1380.64	1383.42	1386.18	1388.92	1391.64	1394.34
1397.02	1400.00	1402.96	1405.90	1408.82	1411.72	1414.60	1417.46	1420.30	1423.12
1425.92	1428.72	1431.50	1434.26	1437.00	1439.72	1442.42	1445.10	1447.76	1450.40
1453.02	1455.64	1458.24	1460.82	1463.38	1465.92	1468.44	1470.94	1473.42	1475.88
1478.32	1480.76	1483.18	1485.58	1487.96	1490.32	1492.66	1494.98	1497.28	1499.56
1501.82	1504.08	1506.32	1508.54	1510.74	1512.92	1515.08	1517.22	1519.34	1521.44
1523.52	1525.58	1527.62	1529.64	1531.64	1533.62	1535.58	1537.52	1539.44	1541.34
1543.22	1545.10	1546.96	1548.80	1550.62	1552.42	1554.20	1555.96	1557.70	1559.42
1561.12	1562.82	1564.50	1566.16	1567.80	1569.42	1571.02	1572.60	1574.16	1575.70
1577.22	1578.74	1580.24	1581.72	1583.18	1584.62	1586.04	1587.44	1588.82	1590.18
1591.52	1592.86	1594.18	1595.48	1596.76	1598.02	1599.26	1600.48	1601.68	1602.86
1604.02	1605.18	1606.32	1607.44	1608.54	1609.62	1610.68	1611.72	1612.74	1613.74
1614.72	1615.68	1616.62	1617.54	1618.44	1619.32	1620.18	1621.02	1621.84	1622.64
1623.42	1624.18	1624.92	1625.64	1626.34	1627.02	1627.68	1628.32	1628.94	1629.54
1630.12	1630.68	1631.22	1631.74	1632.24	1632.72	1633.18	1633.62	1634.04	1634.44
1634.82	1635.18	1635.52	1635.86	1636.18	1636.48	1636.76	1637.02	1637.28	1637.52
1637.76	1637.98	1638.18	1638.36	1638.52	1638.68	1638.82	1638.94	1639.06	1639.16
1639.26	1639.34	1639.42	1639.48	1639.54	1639.58	1639.62	1639.66	1639.68	1639.70

365.52 367.17 371.08 374.82 378.61 382.39 386.15 389.89 393.61 397.32
 401.09 404.86 408.30 411.92 415.51 419.89 422.64 426.18 429.69 433.17
 436.54 440.09 443.50 446.89 450.26 453.68 456.93 460.22 463.49 466.74
 469.92 473.16 476.33 479.47 482.59 485.68 488.74 491.77 494.78 497.76
 500.71 503.62 506.50 509.62 506.73 506.84 506.94 507.05 507.15 507.25
 507.35 507.44 507.54 507.63 507.72 507.80 507.89 507.97 508.05 508.13
 508.20 508.28 508.35 508.42 508.49 508.55 508.61 508.67 508.73 508.79
 508.84 508.89 508.94 508.99 509.03 509.08 509.12 509.16 509.19 509.23
 509.26 509.29 509.32 509.34 509.36 509.38 509.40 509.41 509.42 509.43
 509.44 509.44 509.44 509.44

BALANCE NUMERO 50940
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6595.31

TEMPERATURAS

23.00 24.54 29.89 33.61 38.15 42.69 47.22 51.75 56.27 60.79
 65.39 69.99 74.59 78.78 83.26 87.72 92.17 96.61 101.04 105.47
 109.69 114.30 118.71 123.11 127.51 131.98 136.29 140.67 145.05 149.42
 153.78 158.13 162.48 166.82 171.16 175.48 179.69 184.11 188.41 192.78
 197.48 201.26 205.52 209.78 214.83 218.24 222.49 226.71 230.91 235.11
 239.27 243.46 247.62 251.77 255.99 260.02 264.14 268.23 272.33 276.41
 280.49 284.55 288.61 292.66 296.78 300.74 304.76 308.76 312.76 316.74
 320.71 324.69 328.69 332.53 336.44 340.34 344.22 348.09 351.94 355.75
 359.68 363.41 367.19 370.96 374.72 378.45 382.17 385.87 389.54 393.28
 396.94 400.46 404.85 409.63 411.19 414.72 418.23 421.72 425.19 428.63
 432.06 435.45 438.83 442.10 445.51 448.81 452.09 455.35 458.52 461.73
 464.87 468.12 471.25 474.35 477.43 480.48 483.58 486.58 489.47 492.41
 495.32 499.21 501.87 501.18 501.29 501.40 501.50 501.61 501.71 501.80
 501.90 501.99 502.09 502.19 502.26 502.35 502.43 502.51 502.59 502.67
 502.74 502.82 502.90 502.95 503.02 503.08 503.14 503.20 503.26 503.31
 503.37 503.42 503.46 503.51 503.55 503.59 503.63 503.67 503.71 503.74
 503.77 503.80 503.83 503.85 503.87 503.89 503.90 503.92 503.93 503.94
 503.95 503.95 503.95 503.95

BALANCE NUMERO 50940
 TIEMPO DE ENFRIAMIENTO 6595.31
 ELEMENTO NUMERO 103
 6696.72

ANEXO N° 2

EJEMPLOS DEL ESTUDIO EXPERIMENTAL REALIZADO PARA LA OBTENCION
DE DIAGRAMAS TIEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMACION (TTT) EN EN-
FRIAMIENTO CONTINUO POR METODOS DILATOMETRICOS.

En este segundo Anexo, con algunos ejemplos, se intenta mostrar la sistemática seguida en el trabajo experimental para obtener los diagramas TTT de enfriamiento continuo.

Ya que éste es el único objetivo perseguido y dado lo enormemente extenso que resultaría reflejar aquí la totalidad de las curvas obtenidas para cada uno de los ocho aceros empleados en este trabajo, nos hemos limitado a aportar únicamente las correspondientes a dos tipos de aceros, uno de la serie Cr-Mo (AM.25CrMo4) y otro de la serie C-Mn (AM.40Mn5).

Ambos aceros han sido escogidos por encerrar en sus curvas dilatométricas un número suficientemente amplio de aspectos generales y peculiaridades singulares como para poder considerarlos una muestra clara y representativa del método operatorio y experimental empleado para la construcción de los diagramas TTT de enfriamiento continuo no solo del grupo de aceros estudiado sino, en general, de todos los aceros al carbono y de baja y media aleación que pudieran estudiarse en otros trabajos.

Se señalan dos tipos de curvas dilatométricas unas "punteadas" obtenidas por representación directa de los valores de la longitud y temperatura reflejados en las tablas correspondientes a ensayos dilatométricos de calentamiento y enfriamiento con registro manual y otras "continuas" que corresponden a los ensayos efectuados con registro automático para aquellos procesos de enfriamiento desarrollados a velocidades muy rápidas, en los que, por su corta duración de ensayo, sería imposible efectuar directamente la lectura simultánea de un número suficientemente elevado de valores de longitud, temperatura y tiempo necesarios para proceder al trazado

correcto de la curva dilatométrica.

Para los dos aceros empleados como ejemplo aparecen en primer lugar las tablas de valores y correspondientes curvas de longitud-temperatura obtenidas durante ensayos dilatométricos de calentamiento, efectuados a velocidad de $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min.}$, para la determinación de los puntos críticos de calentamiento A_{c1} y A_{c3} de cada acero. Generalmente estos ensayos se efectúan por duplicado con objeto de tener una mayor aproximación en los valores de dichos puntos críticos, probetas n.ºs. 1 y 2 de cada acero.

Los valores de las temperaturas que figuran en tablas y curvas son lecturas de milivoltios midiendo la fuerza electromotriz generada en la cabeza de un termopar CHROMEL-ALUMEL en contacto directo y real con la probeta de dilatometría ensayada; su conversión a grados centígrados se efectúa a través de la Tabla LVI, considerando una corrección en la escala de milivoltios mediante la adición al valor leído de $1 + \text{m.V.}$, que equivale al desfase de lectura registrada con el punto frío del termopar a temperatura ambiente ($\sim 25^{\circ}\text{C}$) en vez de 0°C como indican los valores referidos de la Tabla LVI.

En cuanto a las curvas dilatométricas de enfriamiento realizadas para el estudio y determinación de los puntos y correspondientes frentes de transformación de los diagramas TTT de enfriamiento continuo, se realizaron ensayos a una amplia gama de velocidades de enfriamiento, desde las muy lentas y programadas a velocidad constante de $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ y $5^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ hasta las ultrarápidas conseguidas por medio de agua fría y salada agitada fuertemente y en contacto directo con la probeta, llegando a valores de $V_E \approx 8/5 \sim 200-300^{\circ}\text{C}/\text{min.}$, pasando por velocidades intermedias alcanzadas en procesos de enfriamiento realizados con diferentes medios, tales como agua a temperatura ambiente sin contacto directo con la probeta, ya que ésta queda ahora protegida por un tubo cerámico, aceite en contacto directo y con protección, aire en contacto directo y con protección en atmósfera calmada o sometida a diver-

sos estados de ventilación, en el interior del propio horno apagado con enfriamiento libre o forzado por diferentes niveles de ventilación impuestos por bombas de aspiración de potencia y caudal regulables.

Todas las curvas representadas van acompañadas de una descripción detallada de las condiciones en que se efectuó el calentamiento, austenización y enfriamiento de cada ensayo, señalándose asimismo, sobre cada una, con unas pequeñas flechas, las temperaturas de los puntos comienzo y final de las transformaciones producidas en la probeta, siguiendo los procedimientos de detección por variación de pendiente explicados en el Capítulo IX de este trabajo y confirmados o rechazados según los resultados del análisis metalográfico de comprobación efectuado posteriormente sobre cada probeta ensayada.

En todas las tablas y curvas correspondientes a los ensayos dilatómétricos efectuados con registro manual puede observarse la indicación, en el encabezamiento de las mismas, de unas condiciones iniciales referentes al comienzo de medidas.

En cuanto a los valores de los tiempos leídos durante los procesos de enfriamiento, representan tiempos reales, ya que su origen $t = 0$ se toma en el momento en que se inicia el enfriamiento desde la temperatura de austenización, una vez transcurrido, si existe, el tiempo fijado de austenización.

Lógicamente la situación del origen de tiempos en el momento de iniciación del enfriamiento, es una necesidad impuesta por el propio mecanismo de construcción de los diagramas TTT de enfriamiento continuo, ya que los puntos detectados para las temperaturas de transformación, en las curvas dilatómétricas (longitud-temperatura) deberán ser trasladados posteriormente a sus correspondientes curvas de velocidad de enfriamiento, para lo cual es imprescindible conocer

la temperatura alcanzada en cada tiempo real transcurrido desde el comienzo del proceso de enfriamiento.

No obstante, este hecho carece de importancia en los ensayos dilatométricos de calentamiento para la determinación de puntos críticos, siendo innecesario en este caso situar el origen de tiempos en el comienzo del calentamiento, ya que los únicos valores empleados serán los de longitud (Δ) y temperatura ($mV \rightarrow ^\circ C$), para obtener la curva dilatométrica de la que, por inversión de pendiente, se determinan Ac_1 y Ac_3 .

A pesar de ello, las tablas de valores referentes a ensayos de calentamiento para la obtención de puntos críticos, muestran una columna de tiempos, en la que se adopta arbitrariamente su origen en el momento del proceso de calentamiento en que se comenzaron a registrar también los valores de la temperatura y longitud. El único objeto de añadir esta columna de lectura de tiempos ha sido comprobar que la velocidad de calentamiento era real e invariablemente constante e igual a $2,5 ^\circ C/min$.

Debemos destacar también, que en los ensayos de calentamiento y enfriamiento realizados con registro manual, los valores de las longitudes iniciales señaladas en el comienzo de la toma de medidas no son reales en valor absoluto, ya que, para que el palpador apoyado sobre la barra de transmisión de variaciones de longitud de la probeta en ensayo pueda registrar libremente las contracciones sufridas a lo largo del proceso o en las zonas de transformación, sin riesgo a salirse fuera de la escala de medidas, dicho palpador no se sitúa en el origen cero, en el momento inicial del enfriamiento o calentamiento, sino ya con un valor arbitrario, que como tal, no significa que la probeta en el momento en que se inicie la medida haya sufrido realmente la variación de longitud respecto a su longitud inicial a temperatura ambiente que marca el valor absoluto de dicha escala de longitudes en el estado inicial del comienzo de medidas del ensayo.

Evidentemente este es un hecho sin importancia, ya que lo que realmente interesa en el análisis dilatométrico son las variaciones de longitud (contracciones y dilataciones) macroscópicas sufridas por una probeta al ser sometida a un proceso de calentamiento o enfriamiento de determinadas características, sin importar que esta variación de longitud esté referida a un origen cero o a cualquier otro valor arbitrariamente elegido; lo cual, por otra parte, no tendría mayor problema para ser corregido que efectuar un sencillo cambio de escala.

Es hasta tal punto innecesario para nuestro estudio el valor absoluto de la longitud, que en las curvas dilatométricas de enfriamiento obtenidas por registro automático, no se han asignado valores ni escalas a los ejes de longitudes, sin que ello impida que puedan haber sido obtenidas perfectamente las temperaturas de los puntos de transformación sobre dichas curvas.

Igualmente innecesario resulta estudiar las curvas de enfriamiento y calentamiento con registro manual más allá de las zonas de temperatura donde se desarrollan todas las posibles transformaciones, salvando lógicamente la amplitud que deberán tener los extremos de dichas curvas para poder situar sobre ellas, cómoda y correctamente los puntos de transformación detectados por variación de pendiente. Por este motivo, existen muchas curvas dilatométricas de enfriamiento representadas en este anexo que no se prolongan hasta temperatura ambiente sino que se interrumpen, dependiendo del hábito del extremo de dicha curva, a temperaturas muy superiores a la ambiente (200°C o superiores). De igual forma pueden encontrarse curvas dilatométricas de calentamiento, para la determinación de puntos críticos, que no están representadas desde temperatura ambiente sino desde temperaturas superiores (> 300°C) con las que es posible determinar perfectamente el intervalo rectilíneo de la curva de calentamiento que

corresponde a la dilatación macroscópica de la probeta desde temperatura ambiente y antes de sufrir el primer cambio de pendiente en el punto Ac_1 por efecto de la transformación hierro $\alpha \rightarrow$ hierro γ .

Como se indicó anteriormente, la elección de estos dos tipos de aceros como ejemplos representativos de la sistemática operatoria y experimental del método dilatométrico aplicado a la construcción de diagramas TTT de enfriamiento continuo de los aceros Cr-Mo y C-Mn empleados en este trabajo, ha sido realizada porque ellos encerraban, además de la totalidad de aspectos generales propios de dicho método, algunas peculiaridades singulares de aplicación más reducida y específica pero de suficiente importancia y valor como para que su exposición y comentario pueda contribuir a completar los conocimientos sobre los mecanismos y técnicas seguidos para la detección de puntos de transformación y construcción definitiva de los diagramas TTT.

A este respecto los ensayos efectuados sobre las probetas n.º. 34, 39, 40, 41, 42 y 43 del acero AM.40Mn5, muestran una buena representación de la aplicación del método de "enfriamiento interrumpido por temple" para la determinación exacta de la línea de final transformación perlítica.

La sistemática del método experimental seguido ha sido la desprendida de la teoría que sobre el "enfriamiento interrumpido por temple" se expuso en el apartado IX.2.2. del Cap. IX, aunque se han añadido las curvas de velocidades de enfriamiento registradas durante el temple en agua desde la temperatura de interrupción elegida en el ensayo hasta la temperatura ambiente.

El motivo de haber realizado el registro automático de estas curvas, aparentemente innecesarias, no es otro que el de añadir un factor de seguridad adicional en dicho método.

Si como ya se indicó el método está concebido para determinar con exactitud un punto de difícil detección por curvas dilatométricas convencionales, es decir, el final de la transformación perlítica, podría ocurrir que durante el proceso de enfriamiento a una velocidad determinada, desde la temperatura de austenización hasta la de interrupción elegida, no se hubiera terminado dicha transformación, por lo que quedaría todavía una cantidad indeterminada de austenita sin transformar; en este caso, si el temple posterior de la probeta se realiza correctamente, esta austenita, dependiendo del acero, se transformaría en martensita y/o bainita, encontrándose en el análisis metalográfico de la probeta a temperatura ambiente una microestructura formada por ferrita-perlita-bainita y/o martensita. Pero supongamos, por el contrario que dicho temple, por alguna causa incontrolada, no fue realizado correctamente, efectuándose desde la temperatura de interrupción a una velocidad de enfriamiento excesivamente lenta para transformar la austenita en martensita y/o en bainita pero suficiente para haber tocado las zonas de transformación ferrítica y/o perlítica, lo cual puede ser posible en los aceros bajos en carbono de ambas series en los que la situación de estos frentes está muy próxima al lado izquierdo de los diagramas TTT, es decir, en campos de velocidades de enfriamiento todavía grandes y que pueden ser encontradas en un temple efectuado incorrectamente. En este caso, la austenita no transformada en la primera parte del enfriamiento convencional, se transformará durante el hipotético temple incorrecto, en ferrita y/o perlita y no en bainita y/o martensita como hubiera sucedido mediante la aplicación de un temple correcto a la probeta de ensayo. En esta situación, el análisis metalográfico de comprobación arrojaría un resultado equívoco, ya que al observar una microestructura formada únicamente por ferrita-perlita se podría deducir lógicamente que la temperatura de interrupción elegida es menor o igual que la buscada de final de transformación perlítica a la velocidad del enfriamiento convencional ensayado cuando lo que realmente sucede es que la temperatura de interrupción es mayor que la de final de transformación perlítica, ya

que después del enfriamiento convencional había austenita sin transformar y si el temple hubiera sido efectuado correctamente esta austenita se habría transformado en bainita y/o martensita, obteniéndose en el análisis metalográfico una microestructura de ferrita-perlita-bainita y/o martensita que nos obligaría a efectuar nuevos ensayos con temperaturas de interrupción ligeramente inferiores.

Sin embargo, una vez conocida la curva de velocidad de enfriamiento durante el temple desde la temperatura de interrupción hasta la ambiente, podremos asegurar si el temple fue correcto, sin más que superponer dicha curva sobre el diagrama TTT del acero ensayado, tomando como origen la temperatura de interrupción elegida, y comprobar si esta curva de velocidad de enfriamiento de temple atravesó únicamente la zona martensítica o bainítica del diagrama.

Otro aspecto experimental destacable y empleado con alguna frecuencia en este estudio, es la posibilidad de emplear una escala de longitudes más amplificada, lo cual permite, en ciertas ocasiones, detectar con más facilidad ciertos puntos de transformación que quedarían ocultos o mal definidos con escalas de longitudes más reducidas. Un ejemplo suficientemente expresivo de esta posibilidad se indica en la probeta n°22 del acero AM.40Mn5 en la que, por enfriamiento ultrarápido en agua, se intenta localizar el punto M_s , de comienzo de la transformación martensítica.

Al final de las curvas dilatométricas experimentales de cada uno de los dos aceros, ejemplo presentados en este anexo, figuran los diagramas completos TTT de enfriamiento continuo en los que, por razones de claridad, no figuran la totalidad de las curvas de velocidad de enfriamiento correspondientes a cada una de las probetas ensayadas, sino únicamente una selección de ocho de ellas que corresponden al estudio metalográfico presentado en las figs. 80 a 87 del Cap. IX y realizado sobre las propias probetas de dilatometría empleadas en cada ensayo.

Todos los puntos señalados con una cruz sobre las diferentes curvas de velocidad de enfriamiento ensayadas, son la transcripción exacta y directa de los puntos que representan las temperaturas de comienzo y final de la transformación de la austenita en sus diversos productos de descomposición, determinados sobre sus correspondientes curvas dilatométricas en las que, como ya se indicó anteriormente, quedaron señalizados mediante pequeñas flechas al margen acompañadas de su valor en mV y °C.

Uniendo finalmente, con trazos gruesos y continuos, todos los puntos (cruces) que representan idéntico fenómeno situados sobre las diferentes curvas de velocidad de enfriamiento, se obtendrá el diagrama completo y definitivo Tiempo-Temperatura-Transformación en enfriamiento continuo.

Por último conviene hacer constar que las interrupciones existentes en la numeración de las probetas de ensayo responden a diversos tipos de fallas que obligaron a suprimirlas y que provienen esencialmente del sistema de registro automático del complicado y sofisticado sistema de colocación de probetas en el equipo de ensayo, del programador de velocidades y temperaturas y de defectos de mecanización encontrados en las probetas una vez señaladas. No obstante han sido representados un cierto número de curvas procedentes de ensayos no válidos por considerar, que aún éstos pueden aportar detalles importantes y constructivos en el entendimiento global del método dilatométrico aplicado a la construcción de diagramas TTT de enfriamiento continuo, aunque indicando sobre ellas, lógicamente, su carácter de ensayos negativos.

CHROMEL vs. ALUMEL THERMOCOUPLE										
Degrees Centigrade					Reference Junction 0° C.					
°C	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0	0.00	0.04	0.08	0.12	0.16	0.20	0.24	0.28	0.32	0.36
10	0.40	0.44	0.48	0.52	0.56	0.60	0.64	0.68	0.72	0.76
20	0.80	0.84	0.88	0.92	0.96	1.00	1.04	1.08	1.12	1.16
30	1.20	1.24	1.28	1.32	1.36	1.40	1.44	1.48	1.52	1.56
40	1.60	1.64	1.68	1.72	1.76	1.80	1.84	1.88	1.92	1.96
50	2.00	2.04	2.08	2.12	2.16	2.20	2.24	2.28	2.32	2.36
60	2.40	2.44	2.48	2.52	2.56	2.60	2.64	2.68	2.72	2.76
70	2.80	2.84	2.88	2.92	2.96	3.00	3.04	3.08	3.12	3.16
80	3.20	3.24	3.28	3.32	3.36	3.40	3.44	3.48	3.52	3.56
90	3.60	3.64	3.68	3.72	3.76	3.80	3.84	3.88	3.92	3.96
100	4.00	4.04	4.08	4.12	4.16	4.20	4.24	4.28	4.32	4.36
110	4.40	4.44	4.48	4.52	4.56	4.60	4.64	4.68	4.72	4.76
120	4.80	4.84	4.88	4.92	4.96	5.00	5.04	5.08	5.12	5.16
130	5.20	5.24	5.28	5.32	5.36	5.40	5.44	5.48	5.52	5.56
140	5.60	5.64	5.68	5.72	5.76	5.80	5.84	5.88	5.92	5.96
150	6.00	6.04	6.08	6.12	6.16	6.20	6.24	6.28	6.32	6.36
160	6.40	6.44	6.48	6.52	6.56	6.60	6.64	6.68	6.72	6.76
170	6.80	6.84	6.88	6.92	6.96	7.00	7.04	7.08	7.12	7.16
180	7.20	7.24	7.28	7.32	7.36	7.40	7.44	7.48	7.52	7.56
190	7.60	7.64	7.68	7.72	7.76	7.80	7.84	7.88	7.92	7.96
200	8.00	8.04	8.08	8.12	8.16	8.20	8.24	8.28	8.32	8.36
210	8.40	8.44	8.48	8.52	8.56	8.60	8.64	8.68	8.72	8.76
220	8.80	8.84	8.88	8.92	8.96	9.00	9.04	9.08	9.12	9.16
230	9.20	9.24	9.28	9.32	9.36	9.40	9.44	9.48	9.52	9.56
240	9.60	9.64	9.68	9.72	9.76	9.80	9.84	9.88	9.92	9.96
250	10.00	10.04	10.08	10.12	10.16	10.20	10.24	10.28	10.32	10.36
260	10.40	10.44	10.48	10.52	10.56	10.60	10.64	10.68	10.72	10.76
270	10.80	10.84	10.88	10.92	10.96	11.00	11.04	11.08	11.12	11.16
280	11.20	11.24	11.28	11.32	11.36	11.40	11.44	11.48	11.52	11.56
290	11.60	11.64	11.68	11.72	11.76	11.80	11.84	11.88	11.92	11.96
300	12.00	12.04	12.08	12.12	12.16	12.20	12.24	12.28	12.32	12.36
310	12.40	12.44	12.48	12.52	12.56	12.60	12.64	12.68	12.72	12.76
320	12.80	12.84	12.88	12.92	12.96	13.00	13.04	13.08	13.12	13.16
330	13.20	13.24	13.28	13.32	13.36	13.40	13.44	13.48	13.52	13.56
340	13.60	13.64	13.68	13.72	13.76	13.80	13.84	13.88	13.92	13.96
350	14.00	14.04	14.08	14.12	14.16	14.20	14.24	14.28	14.32	14.36
360	14.40	14.44	14.48	14.52	14.56	14.60	14.64	14.68	14.72	14.76
370	14.80	14.84	14.88	14.92	14.96	15.00	15.04	15.08	15.12	15.16
380	15.20	15.24	15.28	15.32	15.36	15.40	15.44	15.48	15.52	15.56
390	15.60	15.64	15.68	15.72	15.76	15.80	15.84	15.88	15.92	15.96
400	16.00	16.04	16.08	16.12	16.16	16.20	16.24	16.28	16.32	16.36
410	16.40	16.44	16.48	16.52	16.56	16.60	16.64	16.68	16.72	16.76
420	16.80	16.84	16.88	16.92	16.96	17.00	17.04	17.08	17.12	17.16
430	17.20	17.24	17.28	17.32	17.36	17.40	17.44	17.48	17.52	17.56
440	17.60	17.64	17.68	17.72	17.76	17.80	17.84	17.88	17.92	17.96
450	18.00	18.04	18.08	18.12	18.16	18.20	18.24	18.28	18.32	18.36
460	18.40	18.44	18.48	18.52	18.56	18.60	18.64	18.68	18.72	18.76
470	18.80	18.84	18.88	18.92	18.96	19.00	19.04	19.08	19.12	19.16
480	19.20	19.24	19.28	19.32	19.36	19.40	19.44	19.48	19.52	19.56
490	19.60	19.64	19.68	19.72	19.76	19.80	19.84	19.88	19.92	19.96
500	20.00	20.04	20.08	20.12	20.16	20.20	20.24	20.28	20.32	20.36
510	20.40	20.44	20.48	20.52	20.56	20.60	20.64	20.68	20.72	20.76
520	20.80	20.84	20.88	20.92	20.96	21.00	21.04	21.08	21.12	21.16
530	21.20	21.24	21.28	21.32	21.36	21.40	21.44	21.48	21.52	21.56
540	21.60	21.64	21.68	21.72	21.76	21.80	21.84	21.88	21.92	21.96
550	22.00	22.04	22.08	22.12	22.16	22.20	22.24	22.28	22.32	22.36
560	22.40	22.44	22.48	22.52	22.56	22.60	22.64	22.68	22.72	22.76
570	22.80	22.84	22.88	22.92	22.96	23.00	23.04	23.08	23.12	23.16
580	23.20	23.24	23.28	23.32	23.36	23.40	23.44	23.48	23.52	23.56
590	23.60	23.64	23.68	23.72	23.76	23.80	23.84	23.88	23.92	23.96
600	24.00	24.04	24.08	24.12	24.16	24.20	24.24	24.28	24.32	24.36

CHROMEL vs. ALUMEL THERMOCOUPLE										
Degrees Centigrade					Reference Junction 0° C.					
°C	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
INMILLS										
600	24.40	24.43	24.46	24.49	24.52	24.55	24.58	24.61	24.64	24.67
610	24.81	24.84	24.87	24.90	24.93	24.96	24.99	25.02	25.05	25.08
620	25.24	25.27	25.30	25.33	25.36	25.39	25.42	25.45	25.48	25.51
630	25.76	25.79	25.82	25.85	25.88	25.91	25.94	25.97	26.00	26.03
640	26.19	26.23	26.27	26.32	26.36	26.40	26.44	26.48	26.53	26.57
650	26.61	26.65	26.70	26.74	26.79	26.82	26.86	26.91	26.95	26.99
660	27.03	27.07	27.12	27.16	27.21	27.24	27.28	27.33	27.37	27.41
670	27.45	27.49	27.54	27.58	27.62	27.65	27.69	27.73	27.77	27.81
680	27.87	27.92	27.96	28.00	28.04	28.08	28.12	28.16	28.21	28.25
690	28.28	28.32	28.36	28.40	28.44	28.48	28.52	28.56	28.60	28.64
700	28.72	28.76	28.80	28.84	28.88	28.93	28.97	29.01	29.05	29.10
710	29.14	29.18	29.22	29.26	29.30	29.35	29.39	29.43	29.47	29.52
720	29.56	29.60	29.64	29.68	29.72	29.77	29.81	29.85	29.89	29.93
730	29.97	30.02	30.06	30.10	30.14	30.19	30.23	30.27	30.31	30.35
740	30.39	30.44	30.48	30.52	30.56	30.60	30.65	30.69	30.73	30.77
750	30.81	30.85	30.90	30.94	30.98	31.02	31.06	31.10	31.15	31.19
760	31.23	31.27	31.31	31.35	31.40	31.44	31.48	31.52	31.56	31.60
770	31.65	31.69	31.73	31.77	31.81	31.85	31.90	31.94	31.98	32.02
780	32.06	32.10	32.14	32.19	32.23	32.27	32.31	32.35	32.40	32.44
790	32.48	32.52	32.56	32.60	32.64	32.68	32.73	32.76	32.81	32.85
800	32.89	32.93	32.97	33.01	33.05	33.09	33.13	33.18	33.22	33.26
810	33.30	33.34	33.38	33.42	33.46	33.50	33.54	33.59	33.63	33.67
820	33.71	33.75	33.79	33.83	33.87	33.91	33.95	33.99	34.04	34.08
830	34.12	34.16	34.20	34.24	34.28	34.32	34.35	34.40	34.44	34.49
840	34.53	34.57	34.61	34.65	34.69	34.73	34.77	34.81	34.85	34.90
850	34.92	34.97	35.02	35.05	35.10	35.14	35.18	35.22	35.26	35.30
860	35.34	35.38	35.42	35.45	35.50	35.54	35.58	35.63	35.67	35.71
870	35.75	35.79	35.83	35.87	35.91	35.95	35.99	36.03	36.07	36.11
880	36.15	36.19	36.23	36.27	36.31	36.35	36.39	36.43	36.47	36.51
890	36.55	36.59	36.63	36.67	36.72	36.76	36.80	36.84	36.88	36.92
900	36.96	37.00	37.04	37.08	37.12	37.16	37.20	37.24	37.28	37.32
910	37.36	37.40	37.44	37.48	37.52	37.56	37.60	37.64	37.69	37.73
920	37.76	37.80	37.84	37.88	37.92	37.96	38.00	38.04	38.08	38.12
930	38.15	38.20	38.24	38.28	38.32	38.36	38.40	38.44	38.48	38.52
940	38.56	38.60	38.64	38.68	38.72	38.76	38.80	38.84	38.88	38.92
950	38.95	38.99	39.03	39.07	39.11	39.15	39.19	39.23	39.27	39.31
960	39.35	39.39	39.43	39.47	39.51	39.55	39.59	39.63	39.67	39.71
970	39.74	39.78	39.83	39.87	39.91	39.94	39.98	40.02	40.06	40.10
980	40.14	40.18	40.22	40.26	40.30	40.34	40.38	40.41	40.45	40.49
990	40.53	40.57	40.61	40.65	40.69	40.73	40.77	40.81	40.85	40.89
1000	40.92	40.96	41.00	41.04	41.08	41.12	41.16	41.20	41.24	41.28
1010	41.31	41.35	41.39	41.43	41.47	41.51	41.55	41.59	41.63	41.67
1020	41.70	41.74	41.78	41.82	41.86	41.90	41.94	41.98	42.02	42.06
1030	42.09	42.13	42.17	42.21	42.25	42.29	42.33	42.37	42.41	42.45
1040	42.48	42.52	42.56	42.60	42.63	42.67	42.71	42.75	42.79	42.83
1050	42.85	42.90	42.94	42.98	43.02	43.06	43.10	43.14	43.17	43.21
1060	43.25	43.29	43.33	43.37	43.41	43.44	43.48	43.52	43.56	43.60
1070	43.63	43.67	43.71	43.75	43.79	43.83	43.87	43.90	43.94	43.98
1080	44.02	44.06	44.10	44.13	44.17	44.21	44.25	44.29	44.33	44.36
1090	44.40	44.44	44.48	44.52	44.55	44.59	44.63	44.67	44.71	44.75
1100	44.78	44.82	44.86	44.89	44.93	44.97	45.01	45.05	45.09	45.13
1110	45.18	45.20	45.24	45.27	45.31	45.35	45.39	45.43	45.48	45.50
1120	45.54	45.58	45.62	45.65	45.69	45.73	45.77	45.80	45.84	45.88
1130	45.92	45.96	45.99	46.03	46.07	46.11	46.14	46.18	46.22	46.26
1140	46.29	46.33	46.37	46.41	46.44	46.48	46.52	46.56	46.59	46.63
1150	46.67	46.70	46.74	46.78	46.82	46.85	46.89	46.93	46.97	47.00
1160	47.04	47.08	47.12	47.15	47.19	47.23	47.27	47.30	47.34	47.38
1170	47.41	47.45	47.49	47.52	47.56	47.60	47.63	47.67	47.71	47.75
1180	47.78	47.82	47.86	47.89	47.93	47.96	48.00	48.04	48.07	48.11
1190	48.15	48.19	48.23	48.26	48.30	48.34	48.37	48.41	48.45	48.48
1200	48.52	48.56	48.59	48.63	48.67	48.70	48.74	48.78	48.81	48.85

ACERO: AH 25 Cr No 4

PROBETA: nº 1

551

CALENTAMIENTO: 2,5°C/min (DETERMINACION DE PUNTOS CRITICOS A_{o_1} y A_{c_3})

COMIENZO DE MEDIDAS $\left\{ \begin{array}{l} 15,00 \text{ mV} \\ (t = 0) \quad 555 \mu\text{A} \end{array} \right.$

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

$\approx + 1 \text{ mV}$

LECTURAS:

V(mV)	$\Delta(\mu\text{A})$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu\text{A})$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu\text{A})$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu\text{A})$
15,00	555	3480	22,70	642	6900	31,43	680	8160	35,88	702
15,67	562	3600	22,90	646	6960	31,32	674	8220	35,22	696
15,90	565	3720	23,26	648	7020	31,58	670	8280	36,22	708
16,02	567	3840	23,70	652	7080	32,08	669	8340	36,30	709
16,20	570	3960	23,86	655	7140	31,94	664	8400	36,02	705
16,52	574	4080	24,04	656	7200	32,30	665	8460	36,40	710
16,70	575	4200	24,36	659	7260	32,50	664	8520	36,22	709
16,88	577	4320	24,44	662	7320	32,76	665	8580	37,22	719
17,06	580	4440	24,72	666	7380	33,00	666	8640	37,24	719
17,28	583	4560	25,22	669	7410	33,25	670	8700	37,60	716
17,70	587	4680	25,54	671	7440	32,96	667	8760	38,65	737
17,74	588	4800	25,90	674	7470	33,30	669	8820	37,50	720
17,99	591	4920	26,02	676	7500	33,22	669			
18,23	594	5040	26,56	679	7530	33,58	673			
18,42	596	5160	26,74	681	7560	33,41	671			
18,56	596	5280	27,04	685	7590	33,48	671			
18,72	598	5400	27,39	687	7620	33,92	677			
19,10	603	5520	27,46	690	7650	33,84	676			
19,38	606	5640	28,14	695	7680	33,81	676			
19,60	609	5760	28,20	696	7710	34,00	677			
19,82	612	5880	28,62	698	7740	33,66	675			
19,82	613	6000	28,88	701	7770	34,19	682			
20,50	618	6120	29,40	705	7800	34,53	685			
20,72	622	6240	29,56	707	7830	34,22	683			
20,90	624	6360	30,01	710	7860	34,52	686			
21,10	625	6480	30,16	709	7890	34,42	684			
21,16	628	6600	30,46	704	7920	34,40	683			
21,58	631	6660	30,62	700	7950	34,95	695			
21,84	634	6720	30,80	694	7980	35,08	694			
22,14	636	6780	31,00	688	8040	35,10	695			
22,24	638	6840	31,10	682	8100	35,14	694			

ACERO: A4 25 Cr No 4

Ab : 1

556

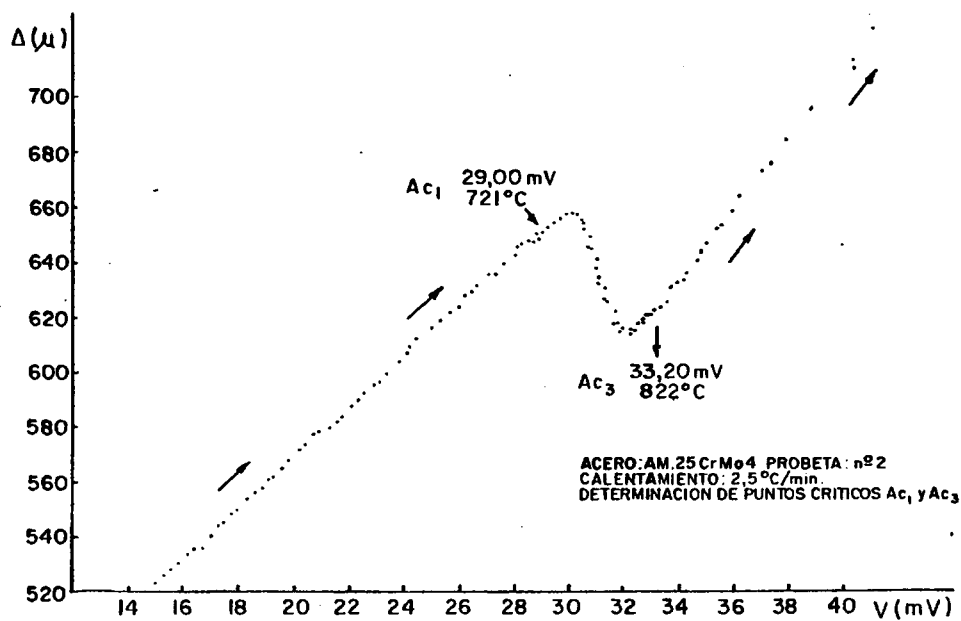
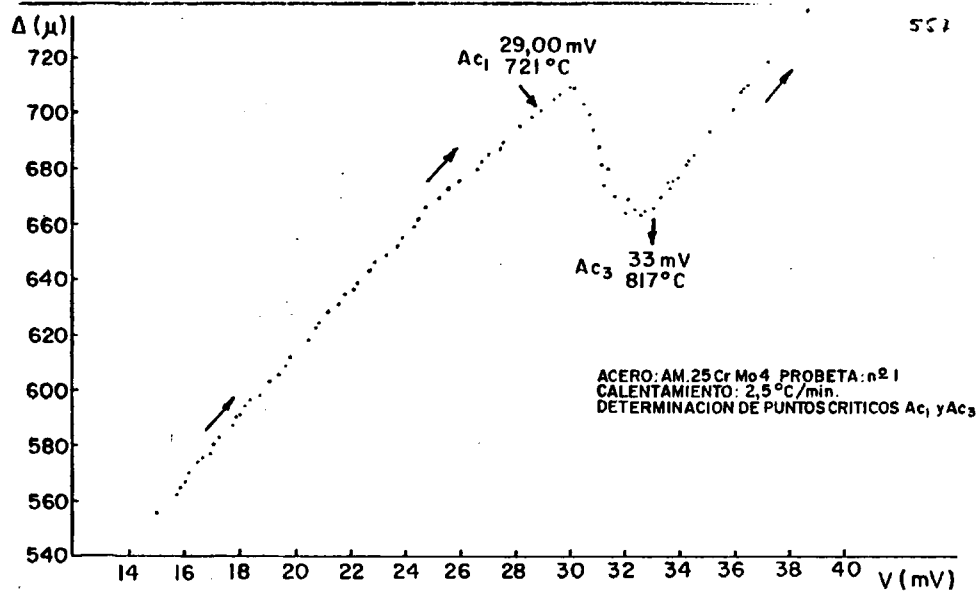
CALENTAMIENTO: 2,5°C/min (DETERMINACION DE PUNTOS CRITICOS A_{c1} y A_{c3})

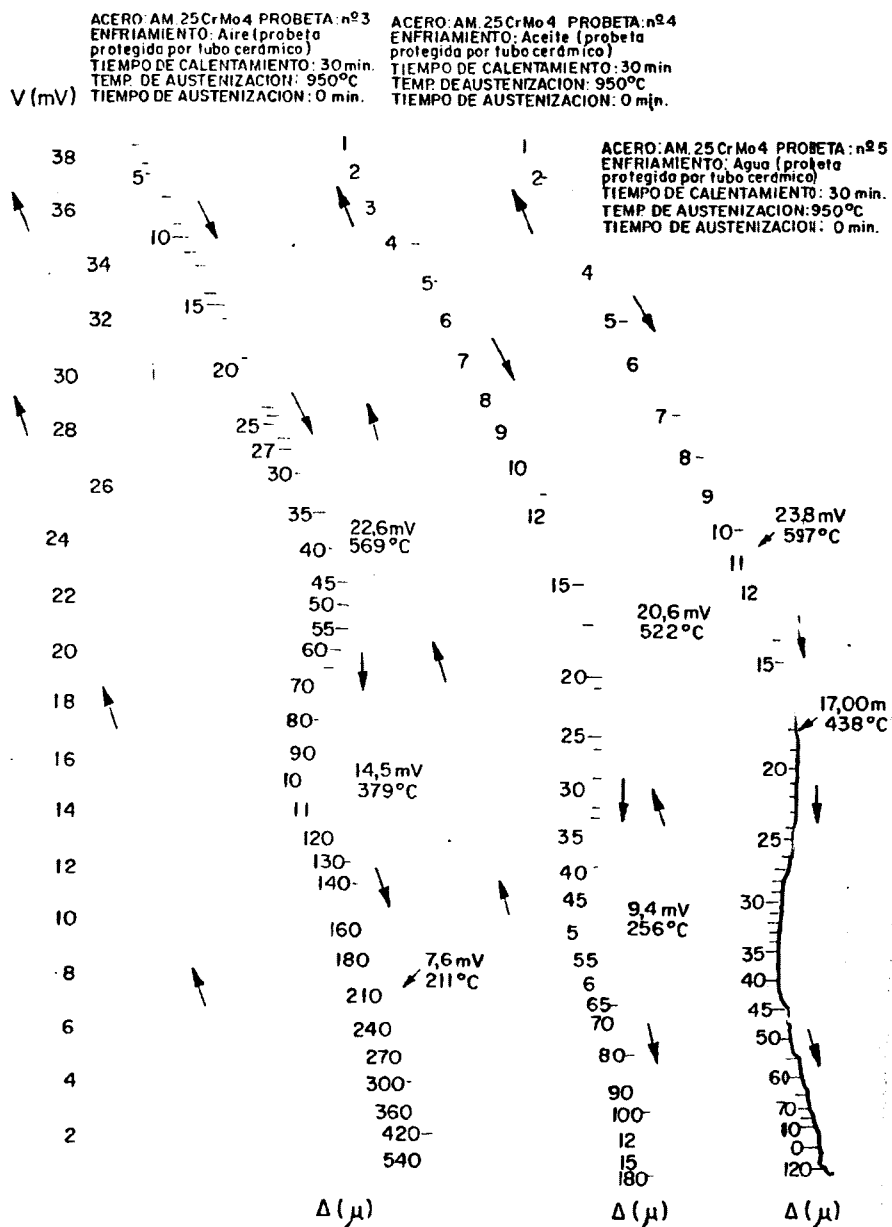
COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) $\left\{ \begin{array}{l} 15,00 \text{ mV} \\ 523 \mu \end{array} \right.$

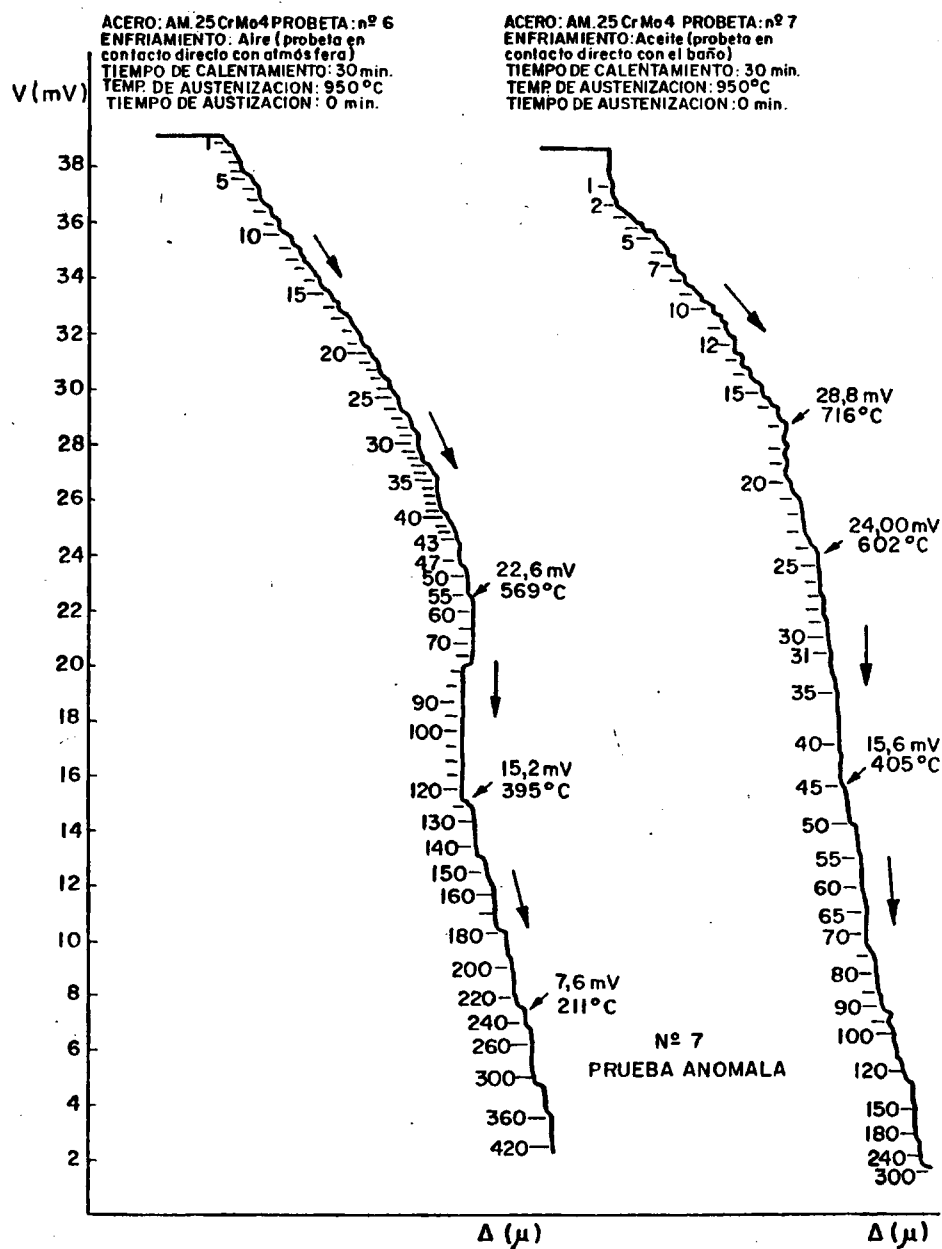
CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE + 1

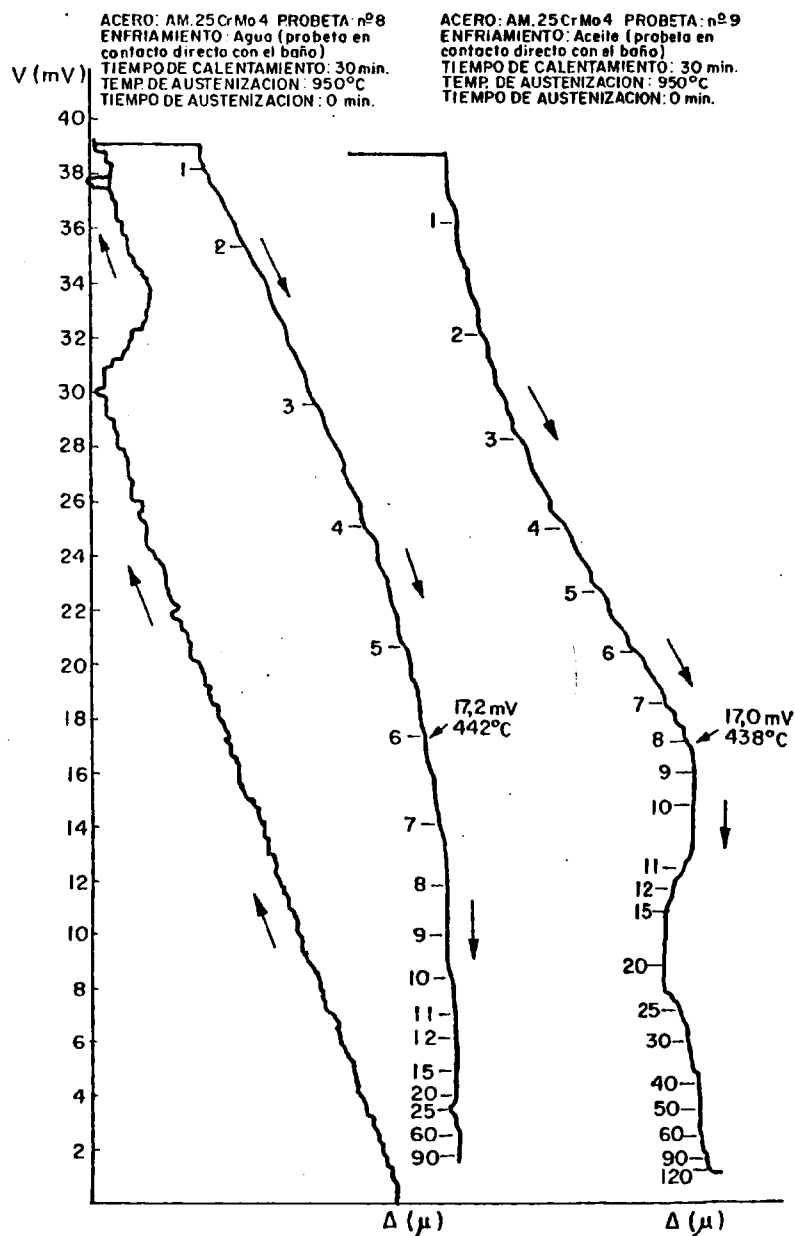
LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	15,00	523	3600	23,19	597	6180	29,78	656
120	15,34	526	3720	23,42	600	6240	29,89	658
240	15,60	528	3840	23,80	604	6300	30,00	658
360	15,87	531	3960	24,08	607	6360	30,34	658
480	16,20	534	4080	24,22	610	6420	30,40	656
600	16,40	535	4200	24,54	613	6480	30,46	652
720	16,66	536	4320	24,96	616	6540	30,64	646
840	16,96	540	4440	25,26	619	6600	30,99	641
960	17,28	544	4560	25,63	622	6660	31,07	635
1080	17,52	547	4680	25,85	624	6720	31,32	631
1200	17,78	549	4800	26,24	628	6780	31,42	626
1320	17,93	550	4920	26,46	630	6840	31,40	618
1440	18,28	554	5040	26,65	632	6900	31,80	618
1560	18,63	556	5160	27,10	636	6960	31,99	616
1680	18,90	558	5280	27,25	636	7020	32,42	615
1800	19,14	561	5400	27,63	640	7080	32,26	616
1920	19,25	562	5520	27,99	643	7140	32,59	620
2040	19,58	565	5580	28,14	644	7200	32,93	621
2160	19,82	568	5640	28,24	645	7260	32,72	619
2280	20,20	572	5700	28,55	648	7320	33,14	623
2400	20,42	574	5760	28,66	648	7380	33,48	626
2520	20,71	575	5790	28,58	648	8100	33,70	631
2640	20,88	576	5820	28,65	648	8280	34,34	637
2760	21,28	579	5850	28,89	649	8400	34,82	644
2880	21,48	582	5880	28,84	651	8580	35,42	653
3000	21,72	584	5910	28,74	651	8700	35,90	659
3120	22,14	588	5940	29,18	653	8880	36,24	665
3240	22,33	590	6000	29,22	653	9000	37,02	674
3360	22,51	592	6060	29,42	656	9300	37,88	685
3480	22,86	595	6120	29,62	656	9600	38,82	696









ANEXO 1

ENFRIAMIENTO: EN HORNO

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 30 min

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 39,00 mV
903 μ

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 950°C

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min

561

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1$ mV

LECTURAS:

V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
39,00	903	510	28,30	786	1020	21,80	761	1740	16,40	707			
39,10	905	525	28,00	788	1035	21,70	759	1800	16,00	704			
39,00	905	540	27,80	790	1050	21,50	758	1920	15,30	700			
38,50	896	555	27,60	792	1065	21,40	756	2040	14,80	694			
38,20	892	570	27,40	793	1080	21,20	756	2160	14,10	688			
37,70	885	585	27,20	794	1095	21,10	754	2280	13,50	683			
37,30	878	600	27,00	795	1110	21,00	752	2400	13,00	678			
36,80	872	615	26,80	796	1125	20,80	751	2520	12,50	674			
36,40	875	630	26,60	797	1140	20,70	749	2700	11,80	668			
35,90	857	645	26,40	798	1155	20,60	747	3000	10,70	658			
35,50	852	660	26,20	800	1170	20,50	746	3300	9,80	649			
35,10	845	675	26,00	800	1185	20,30	745	3600	8,90	641			
34,80	840	690	25,80	800	1200	20,20	744	3660	6,70	618			
34,30	834	705	25,60	800	1215	20,00	742	3720	4,50	598			
33,90	827	720	25,40	799	1230	19,90	741	3780	3,20	586			
33,60	823	735	25,10	797	1245	19,80	739	3840	2,20	578			
33,20	817	750	25,00	795	1260	19,70	738						
32,90	811	765	24,70	793	1275	19,50	737						
32,50	806	780	24,50	790	1290	19,40	736						
32,20	801	795	24,30	788	1305	19,30	735						
31,90	800	810	24,20	786	1320	19,20	734						
31,50	795	825	24,00	784	1335	19,10	732						
31,20	784	840	23,80	782	1350	18,90	731						
30,90	781	855	23,60	780	1365	18,80	730						
30,60	779	870	23,40	778	1380	18,70	729						
30,30	774	885	23,20	776	1410	18,50	726						
30,10	771	900	23,10	775	1440	18,30	724						
29,80	770	915	22,90	773	1470	18,10	723						
29,60	770	930	22,80	772	1500	17,90	720						
29,40	770	945	22,60	770	1530	17,70	719						
29,20	773	960	22,40	768	1560	17,50	716						
28,90	775	975	22,30	766	1590	17,30	715						
28,70	779	990	22,10	764	1620	17,10	713						
28,50	783	1005	22,00	763	1680	16,7	710						

ENFRIAMIENTO: 5°C/min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 950°C 56

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 30 min

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min

COMIENZO DE MEDIDAS $\begin{cases} 39,00 \text{ mV} \\ 738 \mu \end{cases}$
(t = 0)

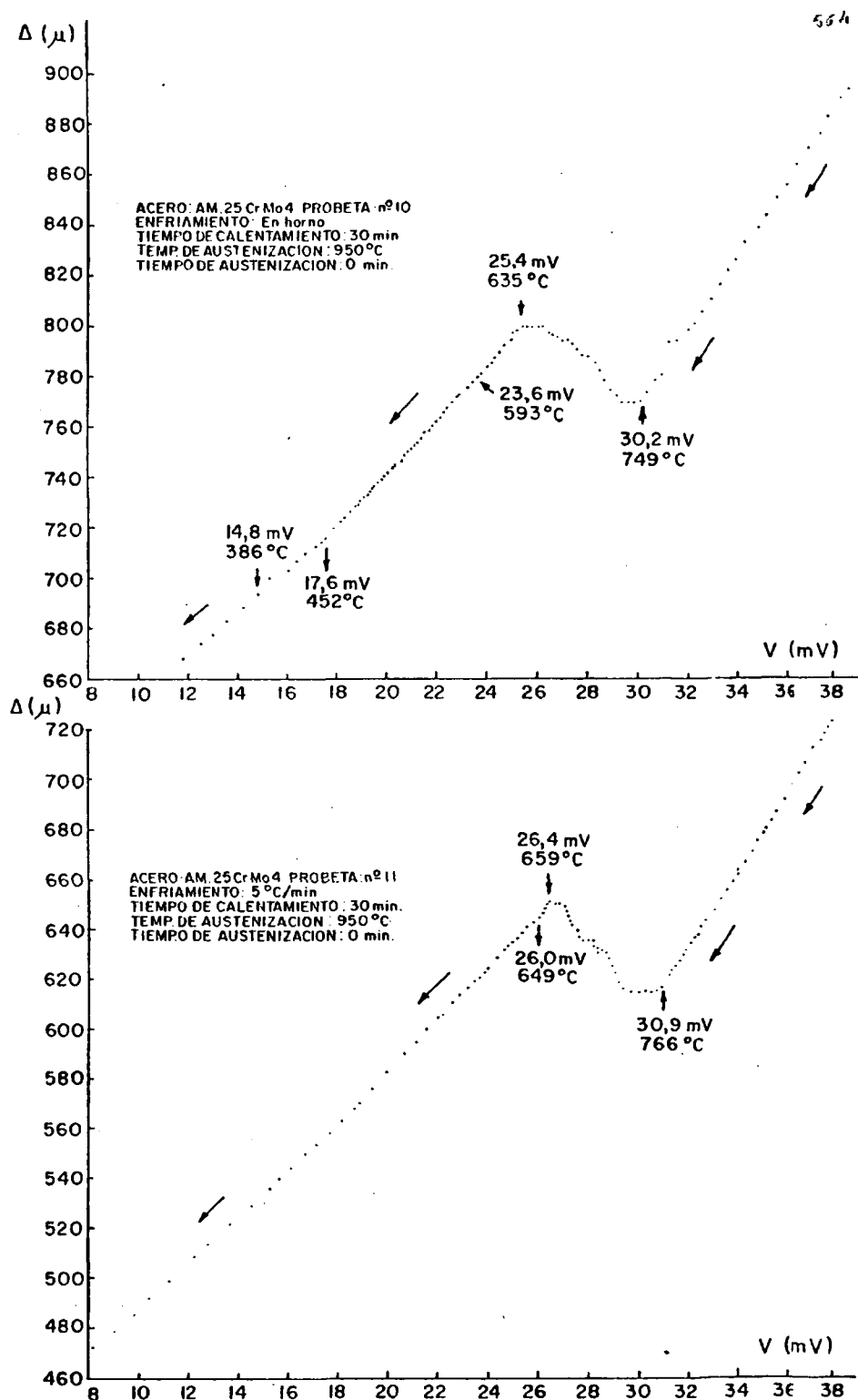
LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	39,00	738	990	34,90	675	1950	31,20	622
60	37,90	724	1020	34,60	671	1980	30,80	617
90	38,00	723	1050	34,30	667	2010	30,70	616
120	37,90	720	1080	34,50	668	2040	30,90	616
150	37,70	719	1110	34,40	669	2070	30,70	616
180	37,90	720	1140	34,00	664	2100	30,40	615
210	37,50	716	1170	34,00	662	2130	30,50	615
240	37,60	716	1200	34,00	662	2160	30,30	615
270	37,20	713	1230	33,80	660	2190	30,30	615
300	37,40	713	1260	33,70	659	2220	30,30	615
330	37,30	712	1290	33,50	656	2250	30,00	615
360	37,20	710	1320	33,60	656	2280	30,00	615
390	37,40	712	1350	33,30	652	2310	30,00	615
420	36,90	706	1380	33,00	648	2340	29,70	615
450	36,60	703	1410	33,10	648	2370	29,70	616
480	36,80	704	1440	33,20	649	2400	29,70	616
510	36,90	705	1470	32,70	644	2430	29,40	616
540	36,30	698	1500	32,70	643	2460	29,20	619
570	36,40	699	1530	32,70	643	2490	29,20	622
600	36,40	698	1560	32,50	641	2520	29,10	623
630	35,90	692	1590	32,40	639	2550	29,00	625
660	36,00	692	1620	32,30	637	2580	29,00	628
690	35,90	691	1650	32,40	637	2610	28,90	628
720	35,60	683	1680	32,10	635	2640	28,70	629
750	35,70	683	1710	31,90	632	2670	28,70	631
780	35,70	683	1740	32,00	632	2700	28,60	631
810	35,40	683	1770	31,80	630	2730	28,40	631
840	35,40	683	1800	31,60	627	2760	28,40	633
870	35,20	680	1830	31,70	627	2790	28,30	633
900	35,10	679	1860	31,40	625	2820	28,10	634
930	35,10	678	1890	31,30	623	2850	28,20	636
960	34,80	675	1920	31,40	623	2880	28,00	636

(Continúa)

(Continuación PROBETA Nº 11)

	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
	27,80	636	4020	24,30	628	9900	8,20	472
	27,70	637	4080	24,00	625	10200	7,60	467
	27,70	640	4140	23,90	623	10500	6,90	461
	27,70	642	4200	23,70	621	10800	6,20	455
	27,40	642	4260	23,50	620	11100	5,70	450
	27,30	644	4320	23,20	617	11160	4,60	439
	27,30	646	4380	23,20	616	11220	3,30	428
	27,20	648	4440	22,90	614	11280	2,30	420
	27,10	650	4500	22,80	613	11340	1,60	416
	27,10	651	4560	22,60	610	11400	1,10	412
0	26,90	651	4620	22,50	609	11460	0,80	410
	26,80	651	4680	22,20	606			
0	26,80	651	4740	22,00	605			
	26,70	651	4800	21,90	603			
	26,40	650	4860	21,60	600			
	26,40	649	5040	21,20	595			
	26,40	649	5220	20,70	590			
	26,20	647	5400	20,60	582			
	26,10	646	5580	19,40	576			
	26,00	645	5760	18,90	570			
0	25,90	644	5940	18,70	568			
0	25,90	644	6120	18,20	563			
0	25,80	643	6300	17,70	558			
	25,60	641	6480	17,10	554			
	25,60	641	6660	16,70	550			
	25,40	639	6840	16,10	544			
	25,30	638	7020	15,70	540			
	25,20	637	7200	15,30	536			
0	25,10	636 v	7500	14,50	529			
	25,00	635	7800	13,60	521			
0	25,00	635	8100	12,80	514			
0	24,90	634	8400	12,10	508			
0	24,70	632	8700	11,20	499			
	24,70	632	9000	10,40	492			
	24,60	631	9300	9,80	485			
	24,40	629	9600	9,00	479			



ACERO: 25 Cr Mo 4

PROBETA: N° 12

- 565 -

ENFRIAMIENTO: 2,5°C/min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 950°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 30 min

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 39,00 mV
830 μ

CORRECCION DE ESCALA mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1$ mV

LECTURAS:

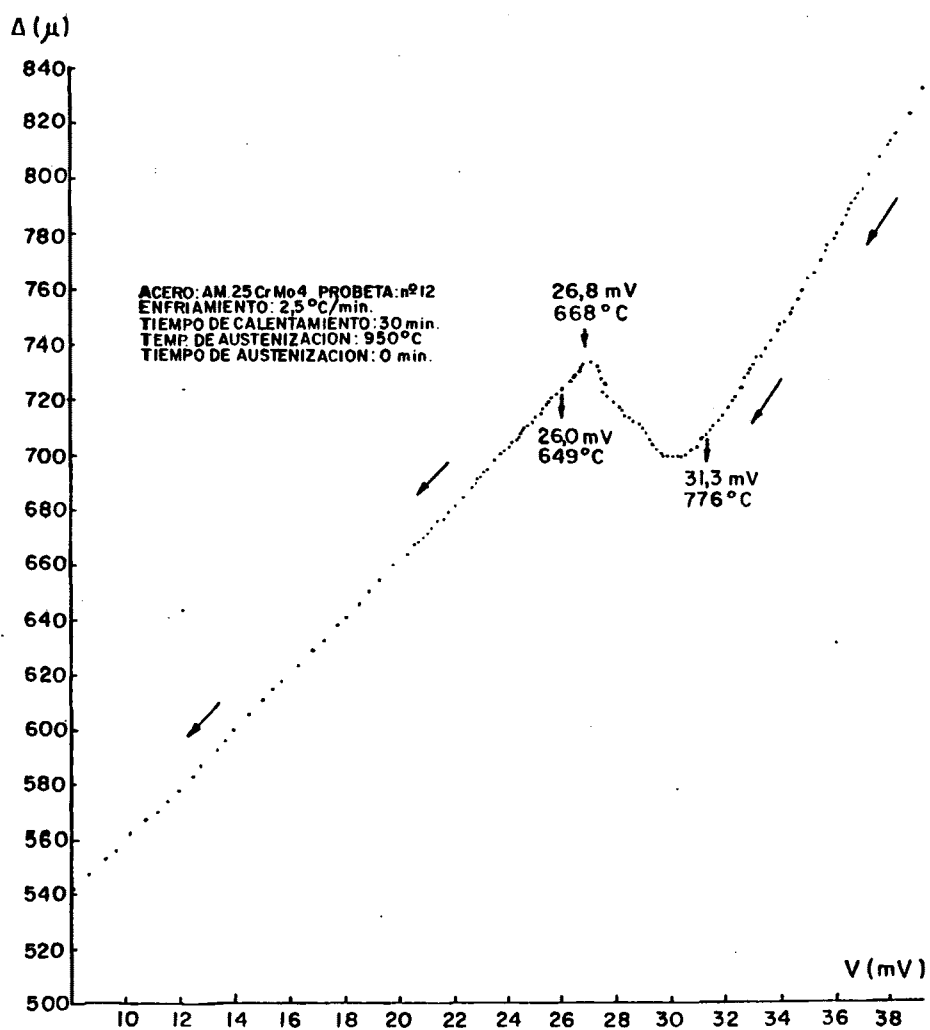
t(seg)	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)
0	39,00	830	1740	35,40	770	3150	32,90	731
	38,70	824	1800	35,40	770	3180	32,90	730
	38,80	827	1860	35,20	766	3210	32,80	730
	38,60	823	1920	35,00	764	3240	32,70	728
	38,20	817	1980	35,00	764	3270	32,70	727
	38,20	816	2040	34,80	760	3300	32,70	727
	38,30	816	2100	34,70	759	3330	32,70	727
	38,10	816	2160	34,80	759	3360	32,50	724
	38,00	814	2220	34,60	756	3390	32,30	721
	37,90	813	2280	34,50	755	3420	32,20	721
	37,60	808	2340	34,40	753	3450	32,30	721
	37,60	807	2400	34,30	752	3480	32,40	721
	37,60	807	2460	34,10	749	3510	32,40	721
	37,20	802	2520	34,00	748	3540	32,20	720
	37,00	797	2580	33,90	745	3570	32,00	717
	36,90	796	2640	33,80	745	3600	31,90	717
	36,90	796	2700	33,60	742	3660	32,10	716
	36,80	795	2760	33,70	742	3720	31,80	715
	36,70	793	2820	33,30	736	3780	31,70	713
	36,60	791	2850	33,20	735	3840	31,80	713
	36,50	789	2880	33,20	735	3900	31,50	710
	36,40	787	2910	33,30	735	3960	31,60	710
	36,30	785	2940	33,40	735	4020	31,40	709
	36,00	780	2970	33,20	735	4080	31,30	708
0	35,90	778	3000	33,10	735	4140	31,20	707
	35,80	777	3030	33,20	735	4200	31,10	705
	35,80	777	3060	33,00	733	4260	31,20	705
	35,60	774	3090	33,00	732	4320	30,90	704
	35,40	771	3120	33,10	732	4380	30,90	703

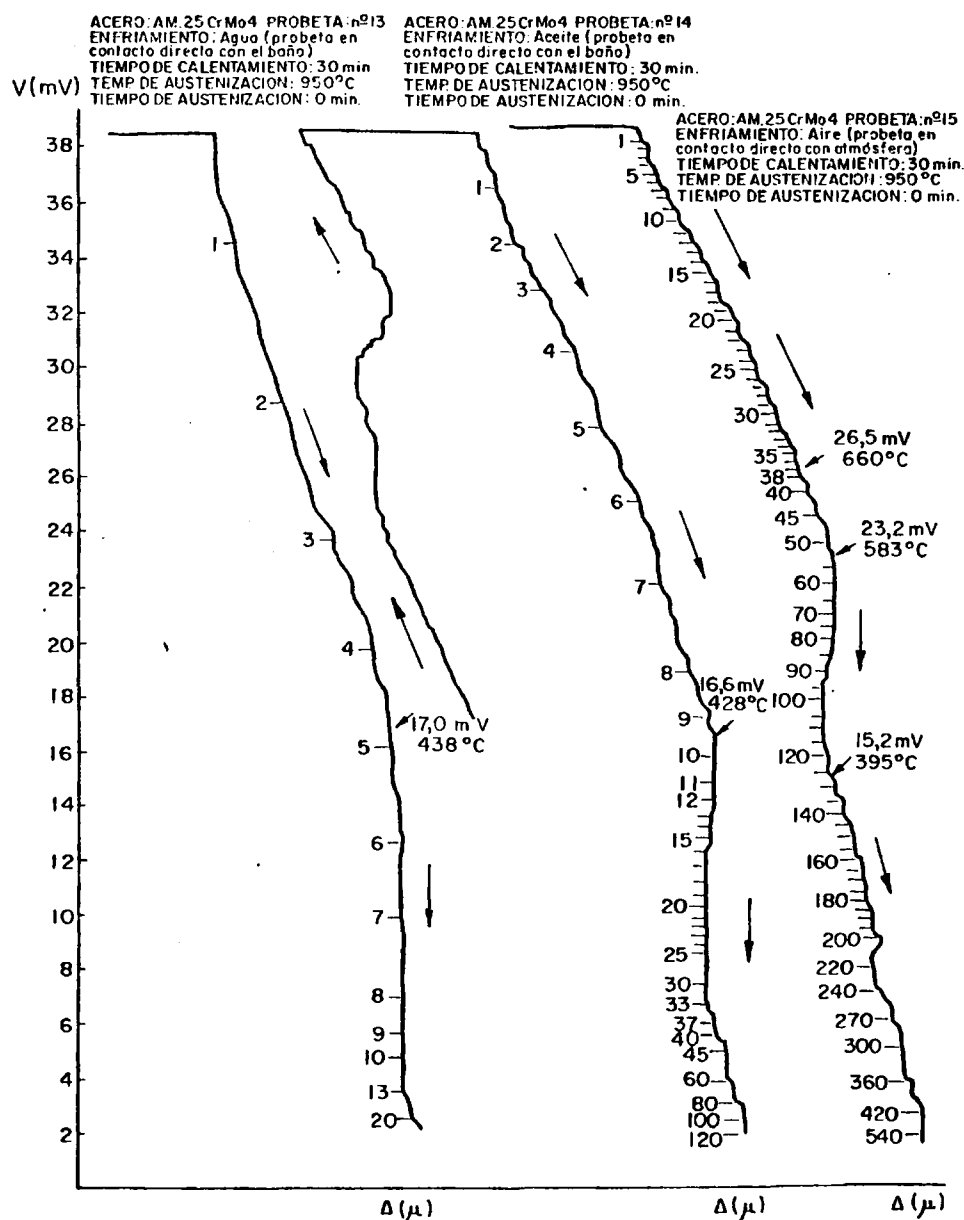
(Continúa)

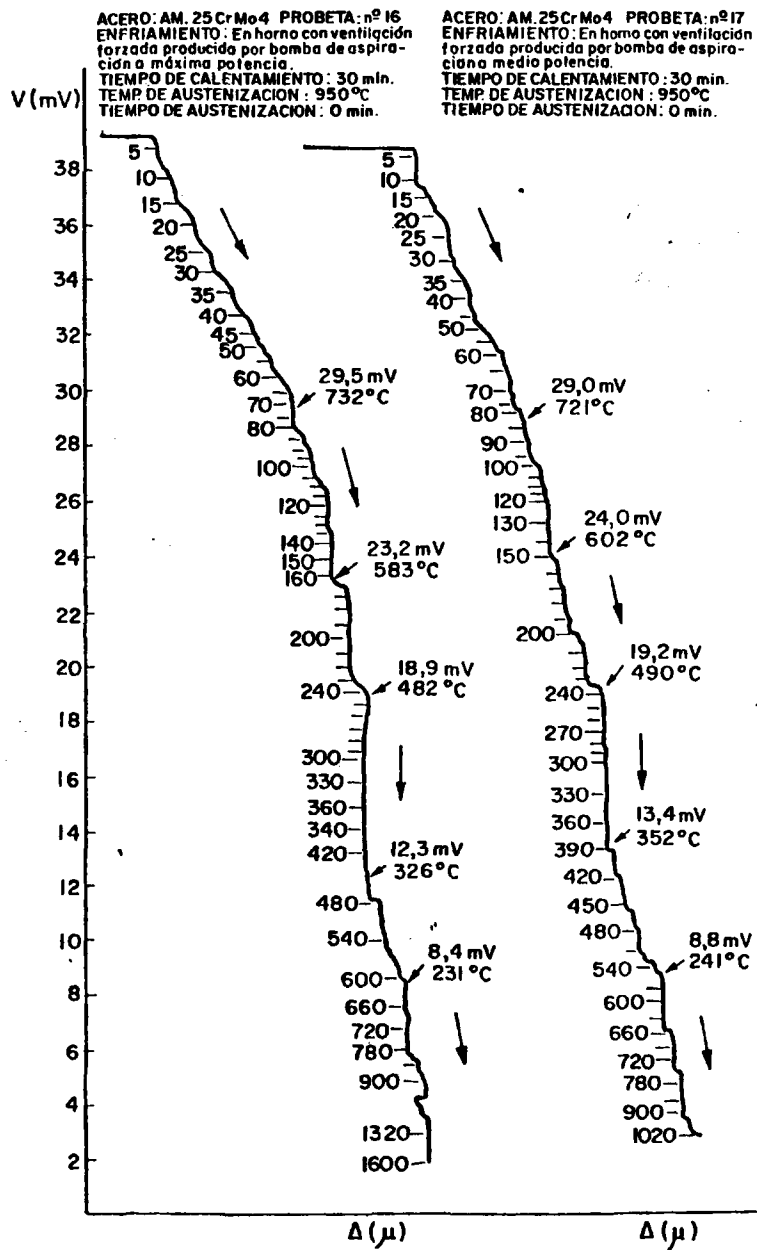
(Continuación PROBETA N° 12)

eg)	V(mV)		t(seg)	V(mV)		t(seg)	V(mV)		t(seg)	V(mV)	
40	30,70	702	6540	27,40	731	8700	23,40	697	18360	9,70	556
60	30,80	702	6600	27,30	733	8820	23,10	694	18600	9,30	553
80	30,50	701	6660	27,30	734	8940	22,90	692	18900	8,70	547
100	30,60	700	6720	27,00	734	9120	22,60	688	19200	8,10	541
120	30,40	700	6780	26,80	733	9240	22,30	685	19500	7,90	54
140	30,30	700	6840	26,70	732	9360	22,00	682	19800	7,60	53
160	30,20	700	6900	26,60	731	9480	21,80	680	20100	7,10	53
180	30,10	700	6960	26,60	730	9600	21,60	677	20400	6,40	52
200	30,10	700	7020	26,50	730	9720	21,40	676	20700	5,90	52
220	29,90	700	7080	26,40	729	9840	21,20	674	21000	5,50	51
240	30,00	700	7140	26,40	728	9960	21,10	672	21300	5,30	51
260	29,70	700	7200	26,30	728	10080	20,90	670	21600	5,00	51
280	29,70	701	7260	26,30	727	10200	20,70	669	21660	4,00	50
300	29,50	702	7320	26,20	727	10320	20,60	668	21720	2,70	49
320	29,50	704	7380	26,00	724	11100	20,30	664	21780	2,00	48
340	29,30	705	7440	26,00	723	11400	19,80	660	21840	1,30	48
360	29,40	707	7500	25,90	723	11700	19,30	655	21900	1,00	4
380	29,10	708	7560	25,80	722	12000	18,90	651			
400	29,00	709	7620	25,60	721	12300	18,50	646			
420	29,00	710	7680	25,60	720	12600	18,00	641			
440	28,80	711	7740	25,50	719	12900	17,70	638			
460	28,80	712	7800	25,30	717	13200	17,20	633			
480	28,60	712	7860	25,20	715	13500	16,80	629			
500	28,70	714	7920	25,00	714	13800	16,30	624			
520	28,50	714	7980	24,90	712	14400	15,40	615			
540	28,30	714	8040	24,70	711	15000	14,50	606			
560	28,30	715	8100	24,60	710	15600	13,60	596			
580	28,20	716	8160	24,50	708	15900	13,30	593			
600	28,10	718	8220	24,40	707	16200	12,70	587			
620	27,90	719	8280	24,30	706	16500	12,40	583			
640	28,00	721	8340	24,20	705	16800	11,90	578			
660	27,60	722	8400	24,10	704	17100	11,50	574			
680	27,50	723	8460	24,00	703	17400	11,10	570			
700	27,60	726	8520	23,80	701	17700	10,70	567			
720	27,50	728	8580	23,70	700	18000	10,20	562			

567







ENFRIAMIENTO: EN HORNO CON VENTILACION FORZADA PRODUCIDA POR BOMBA DE ASPIRACION A 52
MINIMA POTENCIA

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 30 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 950°C

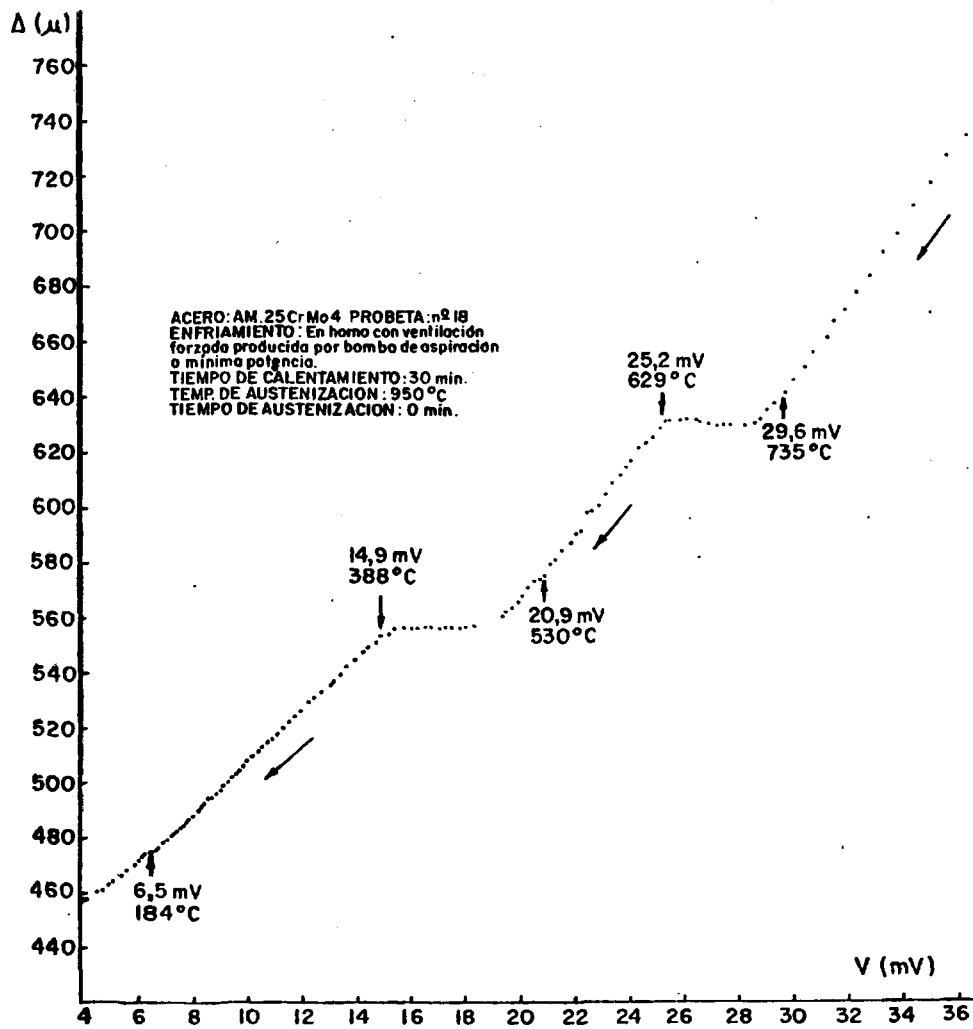
COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 38,60 mV
765 μ

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1 m$

LECTURAS:

seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	38,60	765	180	24,60	624	420	16,00	557	780	8,50	495
5	37,90	758	185	24,30	620	430	15,70	557	790	8,40	493
10	37,10	748	190	24,00	617	440	15,40	556	800	8,30	492
15	36,30	735	195	23,80	615	450	15,20	555	810	8,20	490
20	35,60	728	200	23,60	612	460	14,90	554	820	8,00	489
25	35,00	718	205	23,30	609	470	14,70	552	830	7,80	487
30	34,40	710	210	23,10	605	480	14,40	550	840	7,70	486
35	33,80	700	215	22,90	601	490	14,20	548	850	7,60	485
40	33,30	693	220	22,60	599	500	13,90	545	860	7,50	484
45	32,80	685	225	22,40	598	510	13,60	543	870	7,30	483
50	32,30	679	230	22,20	594	520	13,40	540	880	7,20	482
55	31,90	672	235	22,00	591	530	13,10	538	890	7,10	481
60	31,50	668	240	21,80	588	540	13,00	536	900	7,00	480
65	31,20	662	245	21,50	585	550	12,70	534	915	6,90	479
70	30,70	657	250	21,30	582	560	12,40	532	930	6,70	478
75	30,40	651	255	21,10	580	570	12,20	530	945	6,60	477
80	30,00	646	260	20,90	576	580	11,90	527	960	6,50	476
85	29,70	642	265	20,70	575	590	11,70	525	975	6,30	475
90	29,30	638	270	20,50	574	600	11,50	523	990	6,20	474
95	29,00	636	275	20,30	571	610	11,30	520	1005	6,00	473
100	28,80	632	280	20,10	568	620	11,10	518	1020	5,90	471
105	28,60	631	285	19,90	566	630	10,90	517	1050	5,60	469
110	28,20	630	290	19,70	564	640	10,70	516	1080	5,40	468
115	28,00	630	295	19,50	563	650	10,50	514	1110	5,20	466
120	27,70	630	300	19,30	561	660	10,40	512	1140	5,00	464
125	27,50	630	310	—	—	670	10,20	510	1170	4,80	462
130	27,20	630	320	—	—	680	10,00	509	1200	4,60	461
135	26,90	631	330	18,30	557	690	9,90	507	1230	4,20	458
140	26,60	631	340	18,00	557	700	9,70	505	1260	3,70	454
145	26,40	632	350	17,80	557	710	9,60	504	1290	3,20	450
150	26,10	632	360	17,50	557	720	9,40	503	1320	2,90	447
155	25,80	632	370	17,30	557	730	9,30	501	1350	2,60	445
160	25,50	632	380	17,00	557	740	9,10	500	1380	2,40	443
165	25,30	631	390	16,70	557	750	9,00	498	1410	2,20	442
170	25,10	629	400	16,50	557	760	8,80	497	1440	2,00	441
175	24,80	626	410	16,20	557	770	8,70	496			



ACERO: 25 Cr No 4

- 572 -

ENFRIAMIENTO: a) 5°C/min HASTA 26,66 mV (665°C)

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 665°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 30 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 950°C

COMIENZO DE MEDIDA
(t = 0)

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1$

LECTURAS:

seg)	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)
0	38,00	665	960	33,00	587	1920	30,40	548	2880	28,30	5
30	36,90	651	990	32,90	586	1950	30,30	548	2910	28,30	562
60	36,20	641	1020	32,80	585	1980	30,30	548	2940	28,30	562
90	35,60	630	1050	32,70	583	2010	30,20	547	2970	28,20	562
120	35,60	629	1080	32,70	581	2040	30,20	547	3000	28,10	562
150	35,50	628	1110	32,60	580	2070	30,10	547	3030	28,00	563
180	35,20	624	1140	32,50	579	2100	30,00	547	3060	28,00	563
210	35,00	623	1170	32,40	578	2130	30,00	547	3090	27,90	564
240	35,20	623	1200	32,30	576	2160	29,90	547	3120	27,90	564
270	35,10	623	1230	32,30	575	2190	29,90	547	3150	27,80	564
300	35,10	622	1260	32,20	574	2220	29,80	547	3180	27,80	565
330	35,00	621	1290	32,10	573	2250	29,70	547	3210	27,70	566
360	34,90	620	1320	32,10	572	2280	29,70	547	3240	27,60	568
390	34,80	618	1350	32,00	571	2310	29,60	547	3270	27,60	56
420	34,70	616	1380	31,90	570	2340	29,50	547	3300	27,50	57
450	34,60	614	1410	31,90	569	2370	29,40	547	3330	27,50	57
480	34,50	613	1440	31,80	568	2400	29,40	548	3360	27,40	57
510	34,40	612	1470	31,70	567	2430	29,30	549	3390	27,30	57
540	34,30	611	1500	31,70	566	2460	29,20	550	3420	27,30	57
570	34,30	608	1530	31,60	564	2490	29,20	551	3450	27,20	57
600	34,20	607	1560	31,50	563	2520	29,10	552	3480	27,10	57
630	34,10	605	1590	31,40	562	2550	29,10	553	3510	27,00	57
660	34,00	603	1620	31,30	560	2580	29,00	554	3540	26,90	5
690	33,80	601	1650	31,20	558	2610	28,90	555	3570	26,80	5
720	33,70	599	1680	31,10	557	2640	28,90	556	3600	26,70	5
750	33,60	597	1710	31,00	555	2670	28,80	557	3630	26,60	5
780	33,50	595	1740	30,90	554	2700	28,70	558			
810	33,40	593	1770	30,80	553	2730	28,60	559			
840	33,30	592	1800	30,70	552	2760	28,60	559			
870	33,20	591	1830	30,70	551	2790	28,50	561			
900	33,10	589	1860	30,60	550	2820	28,40	562			
930	33,10	588	1890	30,50	549	2850	28,40	562			

TEMPLE EN AGUA

ACERO: AM 25 Cr Mo 4

PROBETA N° 20

- 573 -

ENFRIAMIENTO: a) 5°C/min HASTA 640°C

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 640°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 30 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 950°C

COMIENZO DE MEDIDA
(t = 0) { 38,2 mV
860 μ

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min

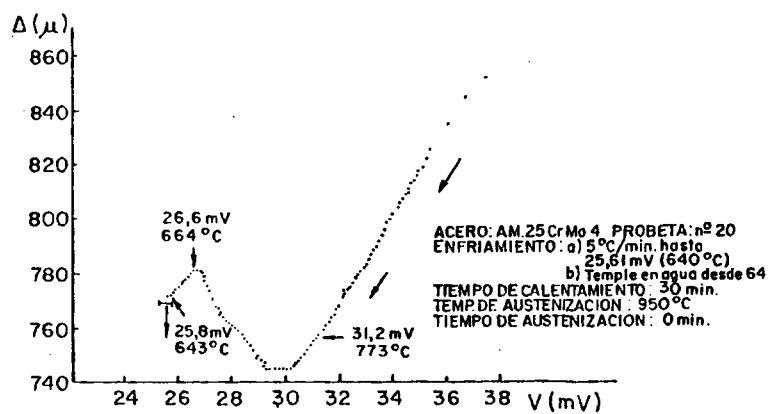
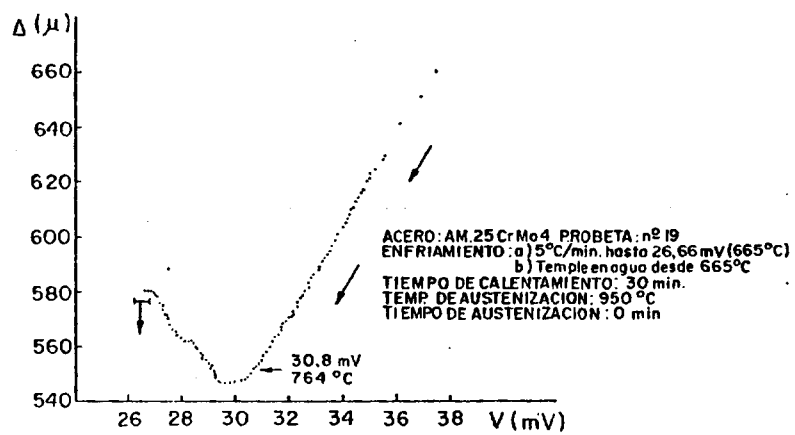
CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1$ mV

LECTURAS:

V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
38,00	860	930	33,30	789	1860	30,50	748	2790	27,70	764
36,90	847	960	33,20	787	1890	30,40	747	2820	27,60	766
36,10	835	990	33,10	785	1920	30,30	746	2850	27,50	767
35,40	825	1020	33,00	784	1950	30,20	746	2880	27,40	768
35,30	822	1050	32,90	782	1980	30,10	745	2910	27,30	770
35,30	822	1080	32,80	781	2010	30,00	745	2940	27,30	771
35,40	822	1110	32,70	780	2040	30,00	745	2970	27,20	773
35,40	822	1140	32,60	778	2070	29,90	745	3000	27,10	775
35,40	822	1170	32,50	776	2100	29,80	745	3030	27,00	777
35,30	821	1200	32,40	775	2130	29,60	745	3060	27,00	779
35,10	819	1230	32,30	774	2160	29,50	745	3090	26,90	780
35,00	818	1260	32,20	773	2190	29,40	745	3120	26,80	781
34,90	816	1290	32,20	772	2220	29,30	745	3150	26,80	781
34,80	814	1320	32,10	771	2250	29,20	745	3180	26,70	781
34,70	813	1350	32,10	770	2280	29,20	747	3210	26,60	781
34,70	812	1380	32,00	769	2310	29,10	748	3240	26,50	780
34,60	810	1410	31,90	767	2340	29,00	749	3270	26,40	779
34,50	809	1440	31,80	765	2370	28,90	751	3300	26,30	778
34,40	808	1470	31,70	764	2400	28,80	753	3330	26,20	777
34,30	806	1500	31,60	762	2430	28,70	754	3360	26,10	776
34,30	805	1530	31,50	761	2460	28,60	755	3390	26,00	775
34,20	804	1560	31,40	759	2490	28,50	757	3420	25,90	774
34,10	803	1590	31,20	758	2520	28,40	758	3450	25,80	773
34,00	802	1620	31,10	756	2550	28,30	759	3480	25,70	772
33,90	800	1650	31,00	756	2580	28,20	759	3510	25,60	772
33,80	799	1680	31,00	755	2610	28,10	760	3540	25,60	771
33,80	797	1710	30,90	754	2640	28,00	761			
33,70	796	1740	30,90	753	2670	27,90	761			
33,60	794	1770	30,80	752	2700	27,80	762			
33,50	792	1800	30,70	751	2730	27,80	763			
33,40	790	1830	30,60	749	2760	27,70	764			

TEMPLE EN AGUA

674



AGENCIA EN 20 DE JUNIO 4

ENFRIAMIENTO: 10°C/min

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 30 min

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 38,00 mV
716 μ

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 950°C

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min

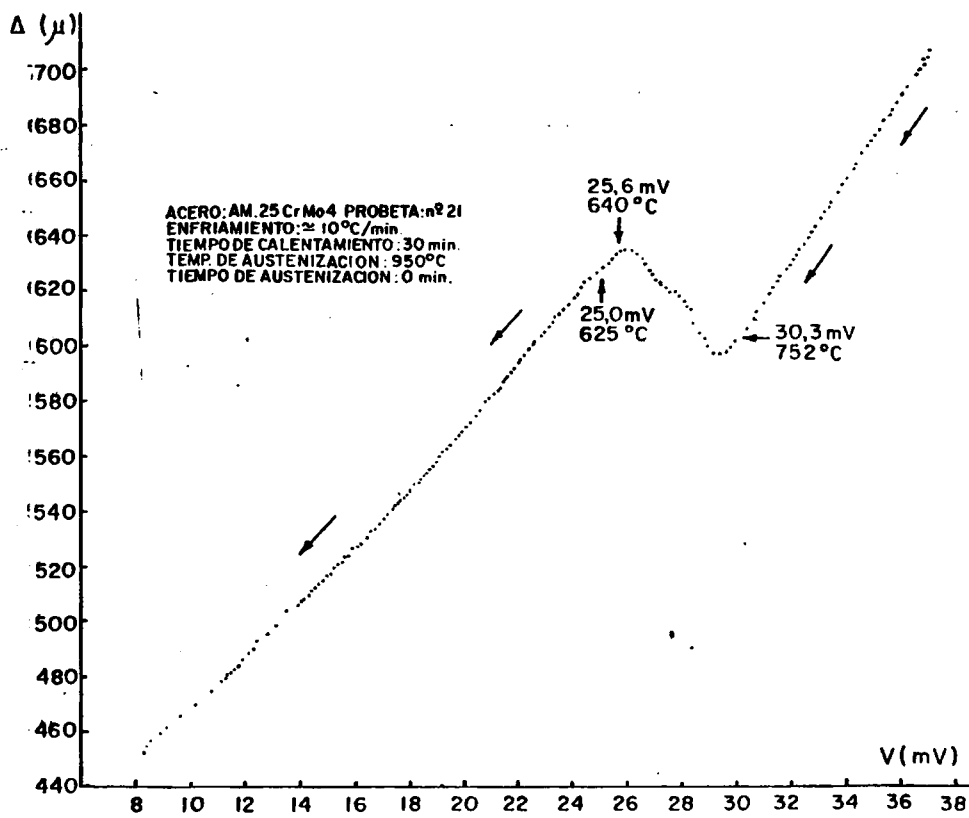
CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE ± 1 mV

LECTURAS:

eg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	38,00	716	435	32,80	644	870	28,10	615
15	37,20	708	450	32,70	642	885	28,00	617
30	36,80	704	465	32,60	640	900	27,80	619
45	36,50	702	480	32,40	638	915	27,70	620
60	36,40	701	495	32,20	636	930	27,50	621
75	36,60	701	510	32,10	634	945	27,40	622
90	36,70	701	525	32,00	632	960	27,20	623
05	36,60	701	540	31,90	630	975	27,20	624
20	36,50	699	555	31,80	628	990	27,00	624
35	36,20	695	570	31,60	626	1005	26,90	626
50	36,00	692	585	31,50	624	1020	26,80	628
65	35,80	689	600	31,30	622	1035	26,60	630
80	35,60	686	615	31,20	619	1050	26,50	632
95	35,50	684	630	31,00	616	1065	26,30	633
10	35,30	682	645	30,70	613	1080	26,20	634
25	35,20	679	660	30,60	610	1095	26,10	635
40	35,00	677	675	30,30	607	1110	26,00	635
55	34,90	675	690	30,10	604	1125	25,80	635
0	34,70	673	705	29,90	602	1140	25,60	635
85	34,50	670	720	29,80	600	1155	25,50	633
	34,30	667	735	29,60	599	1170	25,30	632
15	34,20	664	750	29,40	599	1185	25,20	630
30	34,00	662	765	29,20	599	1200	25,00	629
45	33,80	659	780	29,10	599	1215	24,80	627
60	33,60	656	795	28,90	600	1230	24,60	625
75	33,40	653	810	28,80	603	1245	24,50	624
390	33,30	651	825	28,60	605	1260	24,30	622
5	33,10	649	840	28,40	609	1275	24,20	620
420	33,00	646	855	28,30	613	1290	24,10	619

(Continúa)

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
1305	23,90	617	1830	19,70	567	2490	15,90	52
1320	23,70	615	1845	19,60	566	2520	15,80	5
1335	23,60	614	1860	19,50	565	2550	15,60	5
1350	23,50	612	1875	19,40	564	2580	15,50	52
1365	23,30	610	1890	19,30	563	2610	15,30	5
1380	23,20	609	1905	19,20	562	2640	15,20	5
1395	23,10	607	1920	19,10	561	2670	15,10	5
1410	22,90	606	1935	19,00	560	2700	14,90	5
1425	22,80	604	1950	18,90	559	2760	14,70	51
1440	22,70	603	1965	18,80	557	2820	14,40	51
1455	22,50	602	1980	18,70	556	2880	14,10	50
1470	22,40	600	1995	18,60	555	2940	13,90	50
1485	22,30	599	2010	18,50	554	2970	13,50	50
1500	22,20	597	2025	18,40	553	3000	13,10	49
1515	22,10	596	2040	18,30	552	3030	12,80	4
1530	21,90	594	2055	18,30	551	3060	12,40	49
1545	21,80	593	2070	18,10	550	3090	12,30	4
1560	21,70	591	2085	18,10	549	3120	12,10	48
1575	21,60	590	2100	18,00	548	3150	11,90	4
1590	21,50	589	2115	17,90	547	3210	11,70	4
1605	21,40	587	2130	17,80	546	3240	11,50	48
1620	21,30	585	2145	17,70	545	3300	11,30	
1635	21,20	584	2160	17,60	544	3360	11,10	47
1650	21,00	583	2175	17,50	544	3390	10,70	47
1665	20,90	582	2190	17,40	543	3420	10,10	47
1680	20,70	580	2205	17,40	542	3450	9,60	4
1695	20,70	579	2220	17,30	541	3480	9,20	46
1710	20,50	577	2250	17,10	539	3510	8,90	4
1725	20,50	576	2280	17,00	538	3540	8,60	45
1740	20,40	575	2310	16,80	536	3570	8,40	45
1755	20,20	573	2340	16,70	534	3600	8,30	45
1770	20,20	572	2370	16,50	533			
1785	20,00	571	2400	16,40	531			
1800	19,90	570	2430	16,20	529			
1815	19,80	569	2460	16,10	528			



ACERO: AM 25CrMo4 PROBETA: nº 23
 ENFRIAMIENTO: Aire impulsado (probeta
 en contacto directo con el aire)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 30 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 950°C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min.

ACERO: AM 25CrMo4 PROBETA: nº 22
 ENFRIAMIENTO: En horno
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 30 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 950°C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min.

ACERO: AM 25CrMo4 PROBETA: nº 24
 ENFRIAMIENTO: Aire impulsado (probeta
 en contacto directo con el aire)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 30 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 950°C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min.

ACERO: AM 25CrMo4 PROBETA: nº 26
 ENFRIAMIENTO: Aceite (probeta
 protegida por tubo cerámico)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 30 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 950°C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 0 min.

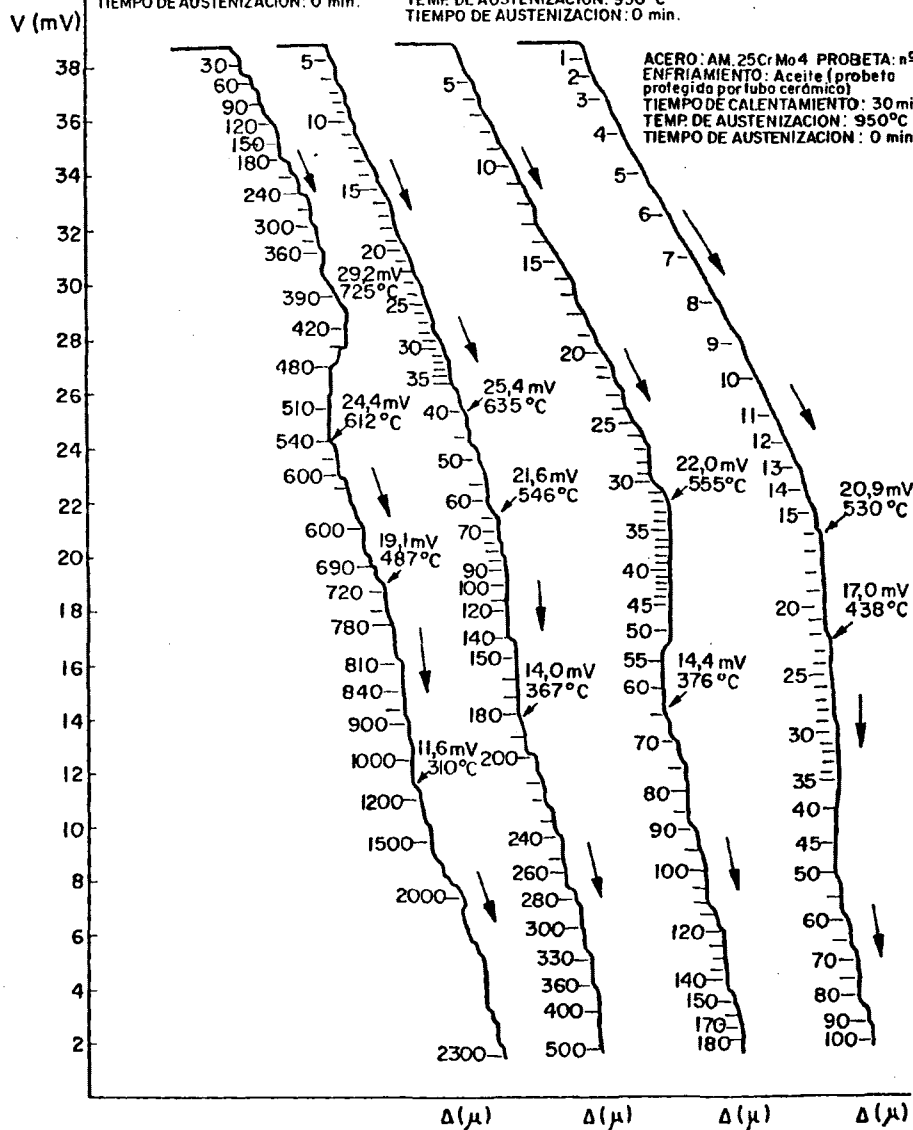


TABLA 1 (Continuación)

x	erf x		x	erf x		x	erf x
0,75	0,71116		1,05	0,86244		1,35	0,94376
0,76	0,71754		1,06	0,86614		1,36	0,94556
0,77	0,72382		1,07	0,86977		1,37	0,94731
0,78	0,73001		1,08	0,87333		1,38	0,94902
0,79	0,73610		1,09	0,87680		1,39	0,95067
0,80	0,74210		1,10	0,88021		1,40	0,95229
0,81	0,74800		1,11	0,88353		1,41	0,95385
0,82	0,75381		1,12	0,88679		1,42	0,95538
0,83	0,75952		1,13	0,88997		1,43	0,95686
0,84	0,76514		1,14	0,89308		1,44	0,95830
0,85	0,77067		1,15	0,89612		1,45	0,95970
0,86	0,77610		1,16	0,89910		1,46	0,96105
0,87	0,78144		1,17	0,90200		1,47	0,96237
0,88	0,78669		1,18	0,90484		1,48	0,96365
0,89	0,79184		1,19	0,90761		1,49	0,96490
0,90	0,79691		1,20	0,91031		1,50	0,96611
0,91	0,80188		1,21	0,91296		1,51	0,96728
0,92	0,80677		1,22	0,91553		1,52	0,96841
0,93	0,81156		1,23	0,91805		1,53	0,96952
0,94	0,81627		1,24	0,92051		1,54	0,97059
0,95	0,82089		1,25	0,92290		1,55	0,97162
0,96	0,82542		1,26	0,92524		1,56	0,97263
0,97	0,82987		1,27	0,92751		1,57	0,97360
0,98	0,83423		1,28	0,92973		1,58	0,97455
0,99	0,83851		1,29	0,93190		1,59	0,97546
1,00	0,84270		1,30	0,93401		1,60	0,97635
1,01	0,84681		1,31	0,93606		1,61	0,97721
1,02	0,85084		1,32	0,93807		1,62	0,97804
1,03	0,85478		1,33	0,94002		1,63	0,97884
1,04	0,85865		1,34	0,94191		1,64	0,97962

TABLA 1 (Continuación)

x	erf x		x	erf x		x	erf x
1,65	0,98038		1,95	0,99418		2,50	0,9995930
1,66	0,98110		1,96	0,99443		2,55	0,9996993
1,67	0,98181		1,97	0,99466		2,60	0,9997640
1,68	0,98249		1,98	0,99489		2,65	0,9998215
1,69	0,98315		1,99	0,99511		2,70	0,9998657
1,70	0,98379		2,00	0,9953223		2,75	0,9998994
1,71	0,98441		2,02	0,9957195		2,80	0,9999250
1,72	0,98500		2,04	0,9960858		2,85	0,9999443
1,73	0,98558		2,06	0,9964235		2,90	0,9999589
1,74	0,98613		2,08	0,9967344		2,95	0,9999698
1,75	0,98667		2,10	0,9970205		3,00	0,9999779095
1,76	0,98719		2,12	0,9972836		3,10	0,9999883513
1,77	0,98769		2,14	0,9975253		3,20	0,9999939742
1,78	0,98817		2,16	0,9977472		3,30	0,9999969423
1,79	0,98864		2,18	0,9979506		3,40	0,9999984780
1,80	0,98909		2,20	0,9981372		3,50	0,9999992569
1,81	0,98952		2,22	0,9983079		3,60	0,9999996441
1,82	0,98994		2,24	0,9984642		3,70	0,9999998328
1,83	0,99035		2,26	0,9986071		3,80	0,9999999230
1,84	0,99074		2,28	0,9987377		3,90	0,9999999652
1,85	0,99111		2,30	0,9988568		4,00	0,9999999846
1,86	0,99147		2,32	0,9989655		4,20	0,9999999971
1,87	0,99182		2,34	0,9990646		4,40	0,9999999995
1,88	0,99216		2,36	0,9991548		4,60	0,9999999999
1,89	0,99248		2,38	0,9992369		∞	1,00000
1,90	0,99279		2,40	0,9993115			
1,91	0,99309		2,42	0,9993793			
1,92	0,99338		2,44	0,9994408			
1,93	0,99366		2,46	0,9994966			
1,94	0,99392		2,48	0,9995472			

ACERO: AM 40 Mn 5

PROBETA: n° 2

- 581 -

CALENTAMIENTO: 2,5°C/min (DETERMINACION DE PUNTOS CRITICOS A_{c1} Y A_{c3})

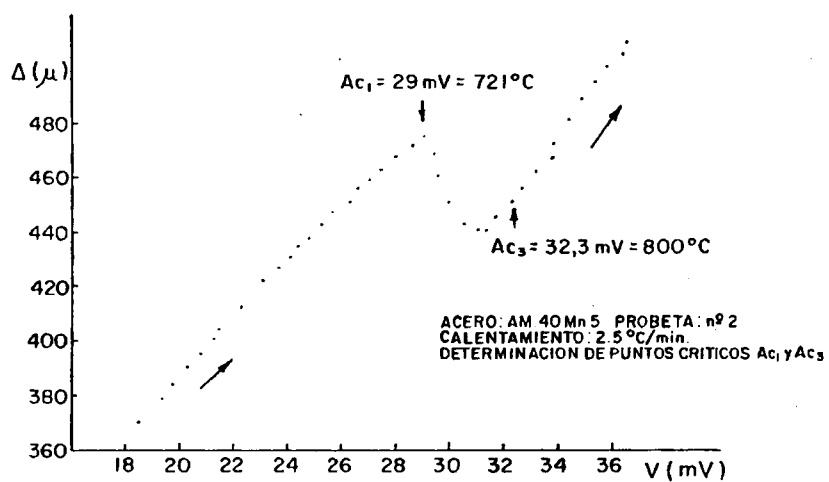
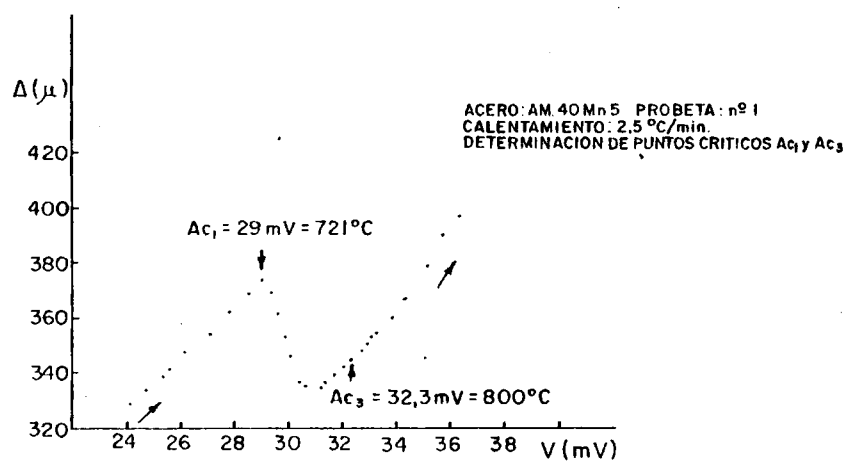
COMIENZO DE MEDIDAS $\left\{ \begin{array}{l} 18,50 \text{ mV} \\ 370 \mu \end{array} \right.$
(t = 0)

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA

AMBIENTE $\approx + 1 \text{ mV}$

LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	$A(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$A(\mu)$
0	18,50	370	5700	31,40	441
420	19,41	379	5820	31,70	445
600	19,80	384	6000	32,30	451
900	20,30	390	6120	32,70	456
1200	20,80	395	6240	33,20	462 ₅
1500	21,30	401	6360	33,80	467
1800	21,60	405	6600	33,90	472 ₅
1980	22,35	412	6720	34,40	481
2160	23,15	422	6840	34,90	489
2340	23,70	427	6960	35,40	495
2520	24,10	431	7080	35,80	500
2700	24,40	435	7200	36,40	505
2880	24,80	438	7380	36,60	510
3240	25,25	443			
3420	25,70	448			
3600	26,30	451			
3780	26,65	456			
3960	27,05	459			
4200	27,50	463			
4380	28,00	468			
4560	28,60	472			
4740	29,00	476			
4800	29,10	475			
4920	29,45	469			
5070	29,60	460			
5220	30,00	451			
5340	30,60	443			
5520	31,00	441			



ACERO: AN 40 Hn 5

PROBETA: n° 3

- 583 -

ENFRIAMIENTO: 5°C/min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

DURACION DE CALENTAMIENTO: 20 min

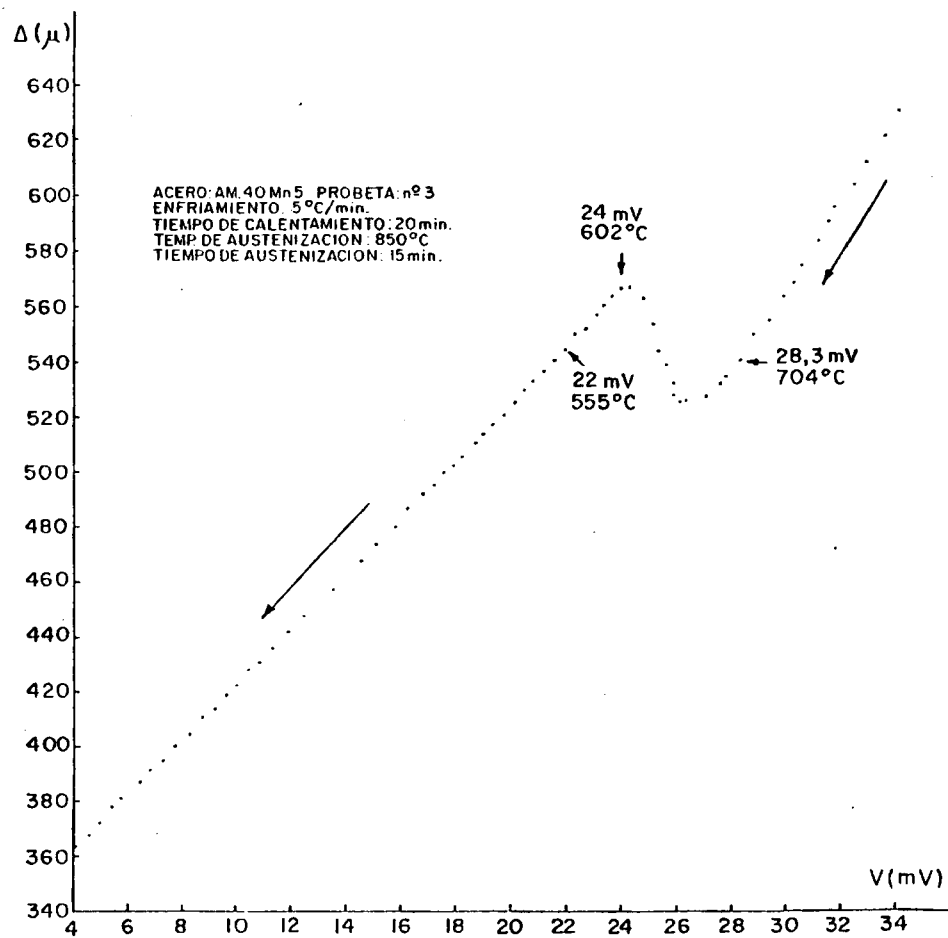
TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

COMIENZO DE MEDIDAS $\left\{ \begin{array}{l} 34,1 \text{ mV} \\ 631 \mu \end{array} \right.$
 (t = 0)

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

 $\approx + 1 \text{ mV}$

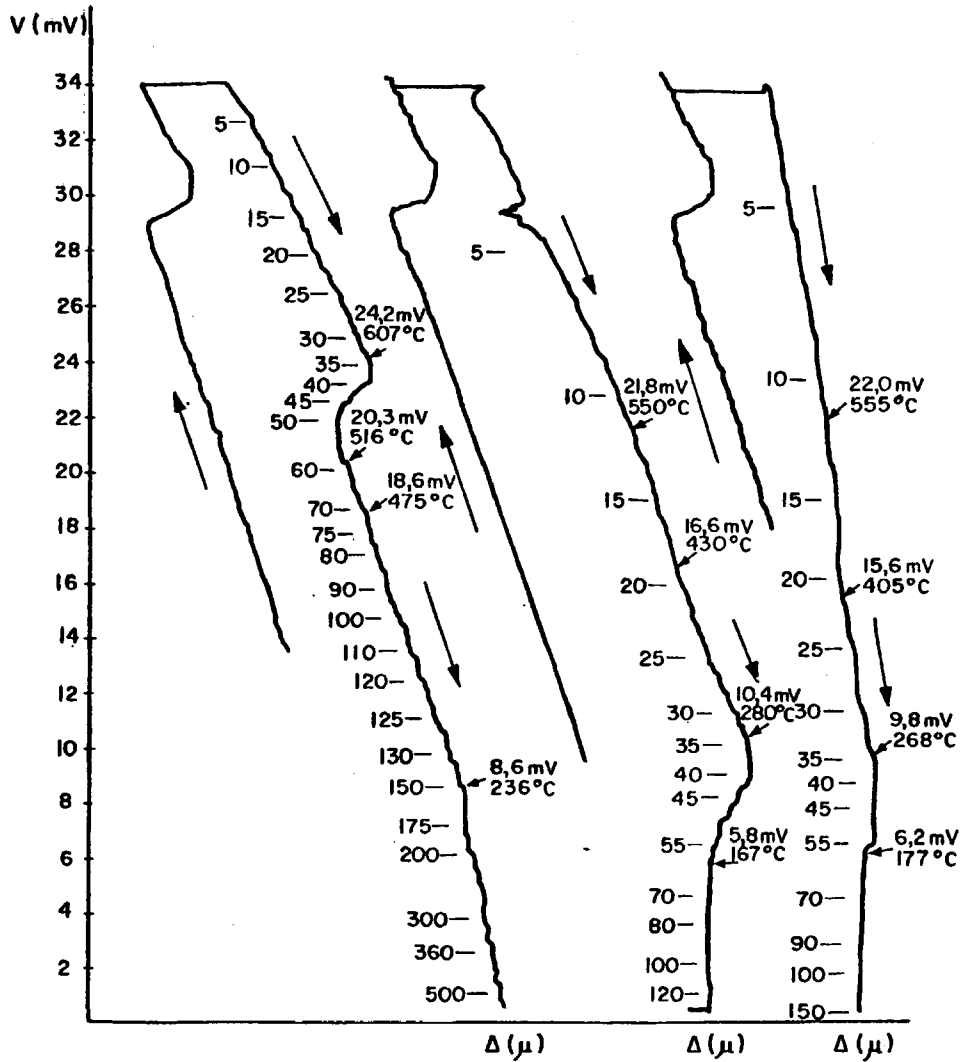
LECTURAS:								
g)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
	34,10	631	3060	23,40	561	7680	10,45	428
	33,60	622	3180	23,10	557	7920	10,05	422 ₅
	32,90	613	3300	22,70	552	8100	9,60	419
	32,10	612	3420	22,30	550	8280	9,15	414
	32,45	605	3540	22,00	545	8460	8,75	411
	31,80	596	3660	21,60	540	8700	8,25	405
	31,60	591	3780	21,25	537	9000	7,70	400
	31,20	584	3900	20,80	533	9240	7,25	395
	30,63	575	4020	20,50	530	9480	6,80	391 ₅
	30,30	569	4140	20,10	525	9660	6,45	387 ₅
	29,85	564	4260	19,75	521	9900	5,80	382
	29,40	555	4380	19,35	517 ₅	10200	5,40	378
	28,80	550	4500	19,00	514	10500	5,00	371 ₅
	28,30	540	4620	18,70	511	10800	4,55	367
	27,80	535	4740	18,20	506	11100	4,10	363 ₅
	27,60	532	4860	17,90	503	13500	2,00	347 ₅
	27,05	527 ₅	4980	17,60	500			
	26,30	526	5100	17,30	496			
	26,10	526	5220	16,80	492			
	25,95	527	5400	16,25	487			
	25,90	532	5640	15,80	480 ₅			
	25,60	539	5880	15,10	474			
	25,40	544	6120	14,55	468 ₅			
	25,20	554	6480	13,50	457 ₅			
	24,80	563	6840	12,50	448			
	24,30	567	7080	11,90	442 ₅			
	24,00	567	7320	11,30	436			
	23,70	564	7500	10,80	431			



ACERO: AM 40 Mn 5 PROBETA: n° 4
 ENFRIAMIENTO: Aire (probeta en el interior de tubo cerámico)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 20 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 850 °C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min.

ACERO: AM 40 Mn 5 PROBETA: n° 5
 ENFRIAMIENTO: Agua (probeta en el interior de tubo cerámico)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 20 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 850 °C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min.

ACERO: AM 40 Mn 5 PROBETA: n° 6
 ENFRIAMIENTO: Agua (probeta en el interior de tubo cerámico)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 20 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 850 °C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min.



ACERO: AM 40 Ln 5

PROBETA: N° 7

ENFRIAMIENTO: EN HORNO

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

DURACION DE CALENTAMIENTO: 20 min

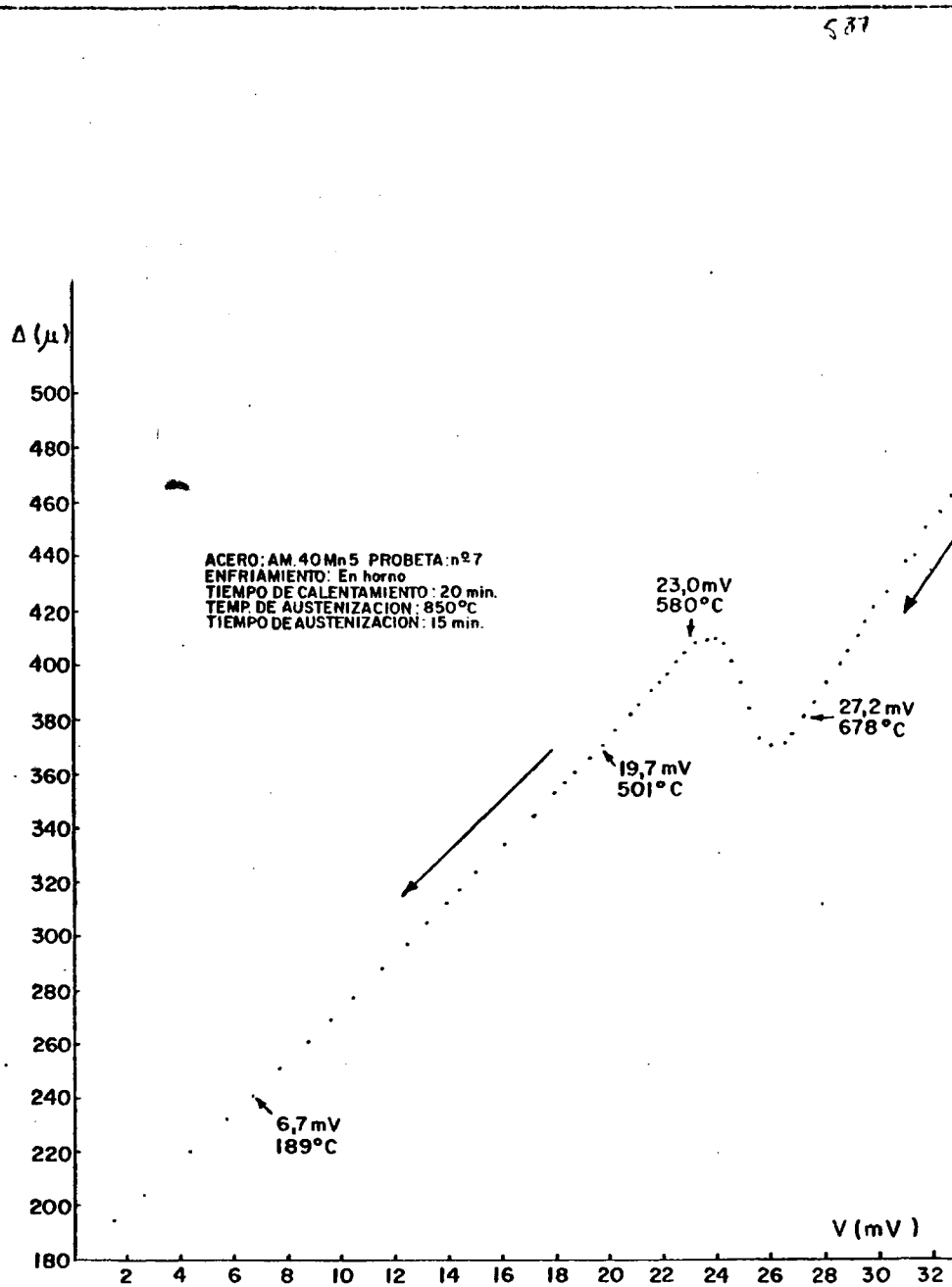
TIEMPO DE AUSTENIZACION : 15 min

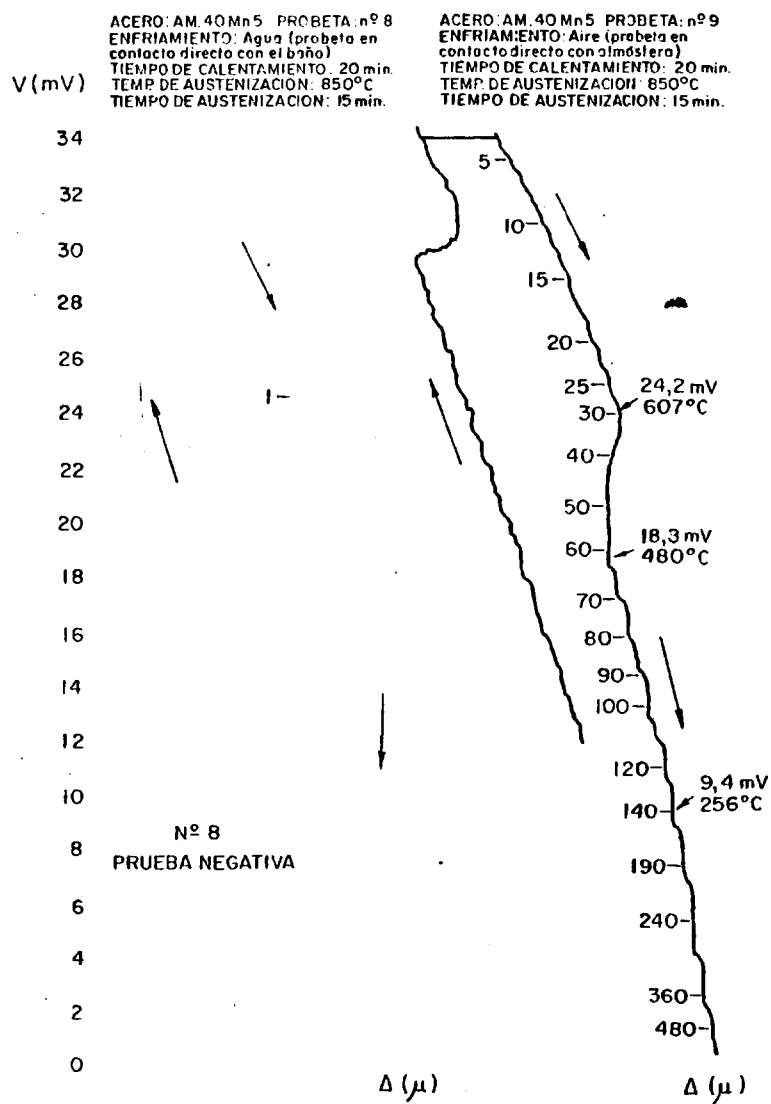
COMIENZO DE MEDIDAS $\left\{ \begin{array}{l} 34,00 \text{ mV} \\ 479 \mu \end{array} \right.$
(t = 0)

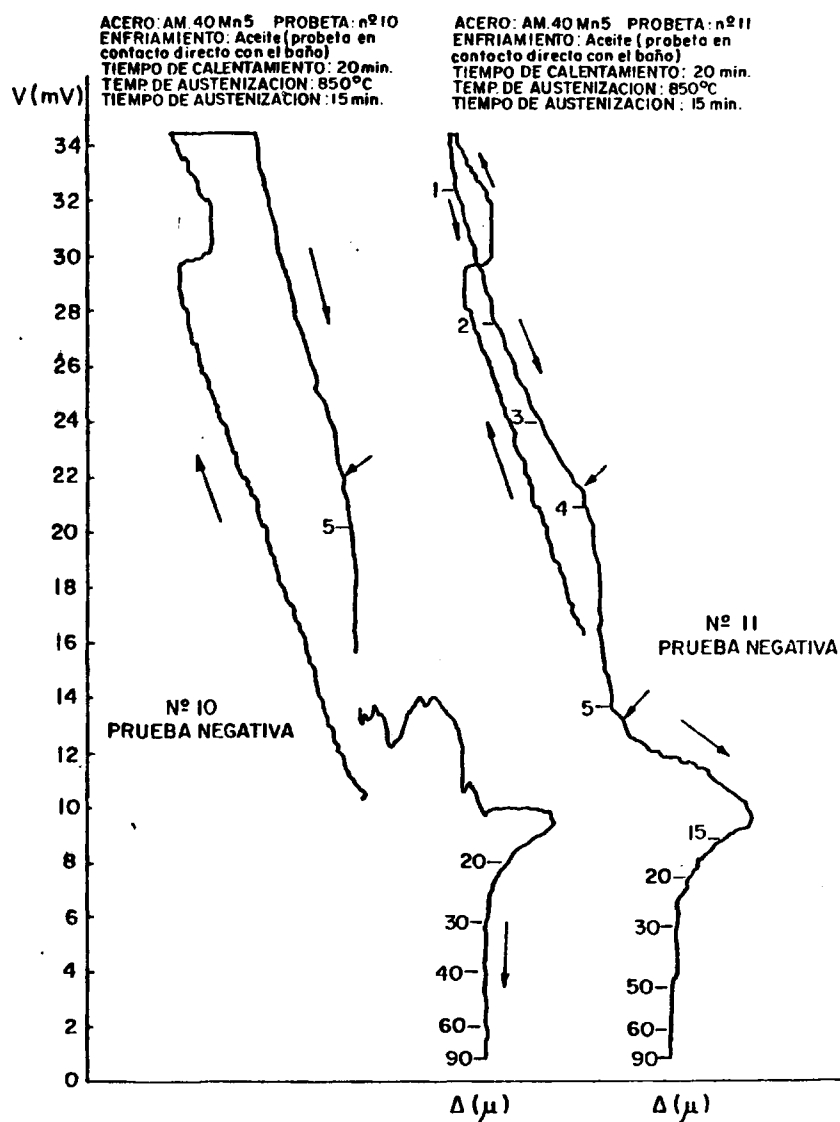
CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1 \text{ mV}$

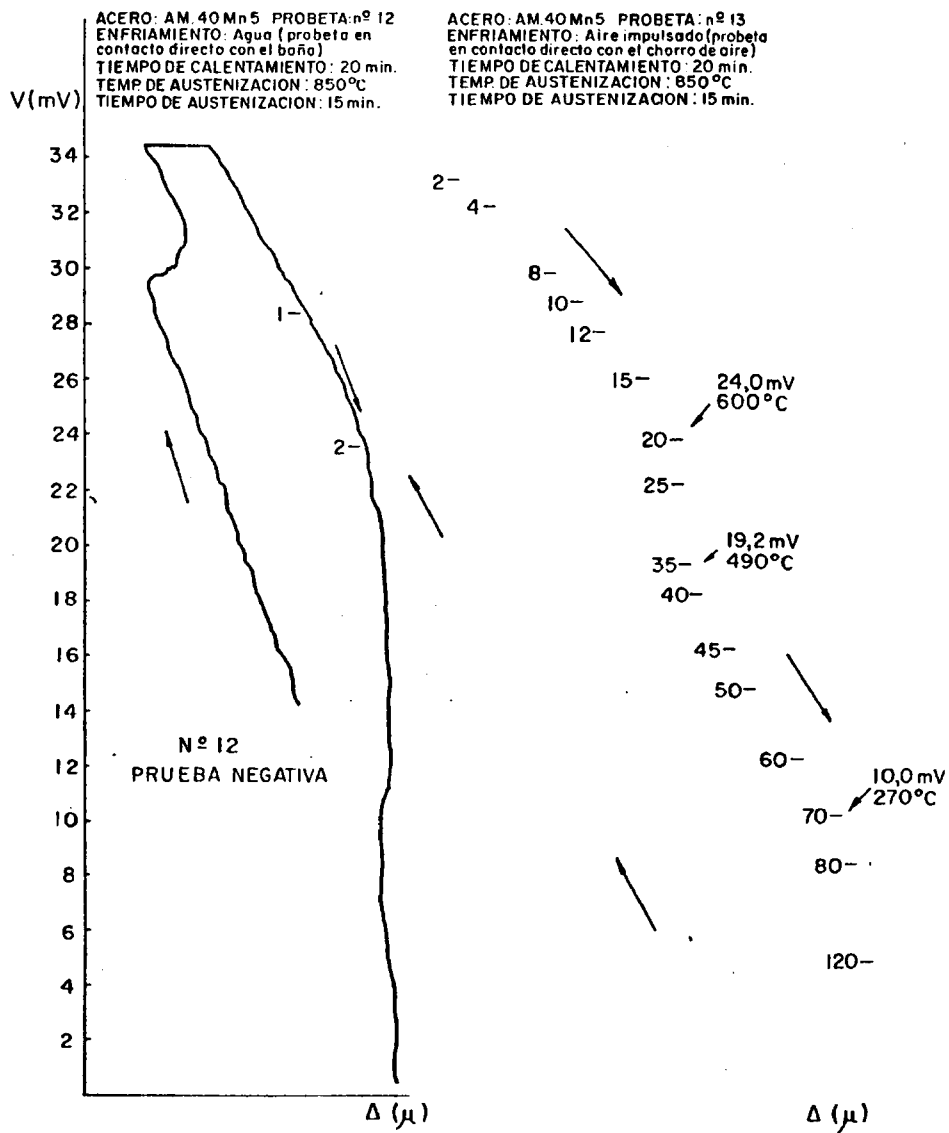
LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	34,00	479	840	22,40	401
20	33,70	476	870	22,10	397
40	33,40	473	900	21,75	394
60	33,05	467 ₅	930	21,50	391
80	32,60	462	990	21,10	385
100	32,20	456	1020	20,80	382
120	31,75	450	1080	20,15	375
140	31,35	440	1140	19,70	371
180	30,95	438	1200	19,20	366
200	30,30	427	1260	18,70	361
220	29,80	421	1320	18,30	357
240	29,50	416	1380	17,90	353
260	29,20	411	1500	17,15	344 ₅
280	28,80	405	1680	16,00	334
300	28,50	400	1860	15,00	324
330	28,00	393	2000	14,40	317
360	27,55	386	2100	13,90	312 ₅
390	27,20	380	2280	13,10	305
420	26,75	375	2460	12,35	297
450	26,45	372	2700	11,45	288
480	26,00	370 ₅	3000	10,40	277 ₅
540	25,60	373	3300	9,55	269
600	25,07	384	3600	8,70	261
630	24,85	393	4050	7,60	251
660	24,50	401	4500	6,70	241
690	24,20	408	5100	5,70	232
720	23,90	409	6000	4,30	220
750	23,50	409	7800	2,60	204
780	23,10	408	10500	1,5	194
810	22,75	405			









ACERO: AM 40 Mn 5

PROBETA: N° 14

- 591 -

ENFRIAMIENTO: 2,5°C/min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

DURACION DE CALENTAMIENTO: 20 min

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

COMIENZO DE MEDIDAS
(t ≠ 0) { 34,5 mV
 466 μ

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

≈ + 1 mV

LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)
0	34,50	466	7200	22,85	376
300	33,80	457	7500	22,35	370
600	33,60	453	7800	21,90	365
800	33,10	445	8100	21,40	360
900	32,70	443	8400	21,00	355
1200	32,50	435	8700	20,50	351
1260	32,50	432	9000	20,00	345
1500	31,80	426	9300	19,55	341
1800	31,50	419	9600	19,10	337
2000	30,90	413	9900	18,60	333
2200	30,70	408,5	10000	18,40	331,5
2520	30,25	400	10200	18,00	328
2700	30,05	395	10600	17,50	322
3000	29,45	387	10800	17,15	319
3300	28,90	378	11100	16,65	315
3600	28,50	371	11700	15,75	307
3900	28,05	364	12300	14,85	298
4200	27,70	360	12900	14,00	290
4500	27,05	353,5	13500	13,00	282
4800	26,75	351,5	14400	11,80	270
5100	26,25	351	15000	11,00	262
5400	25,85	358,5	15900	9,70	251
5700	25,30	376	16800	8,40	239
6000	24,85	386	19200	5,50	212
6300	24,30	393	20700	3,70	195
6600	23,80	388	22200	2,20	181
6900	23,30	382	29000	0,40	164

$\Delta (\mu)$

480

460

440

420

400

380

360

340

320

300

280

260

240

220

200

180

160

ACERO: AM.40Mn5. PROBETA: n° 14
ENFRIAMIENTO: 2,5 °C/min.
TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 20 min.
TEMP. DE AUSTENIZACION: 850 °C
TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min.

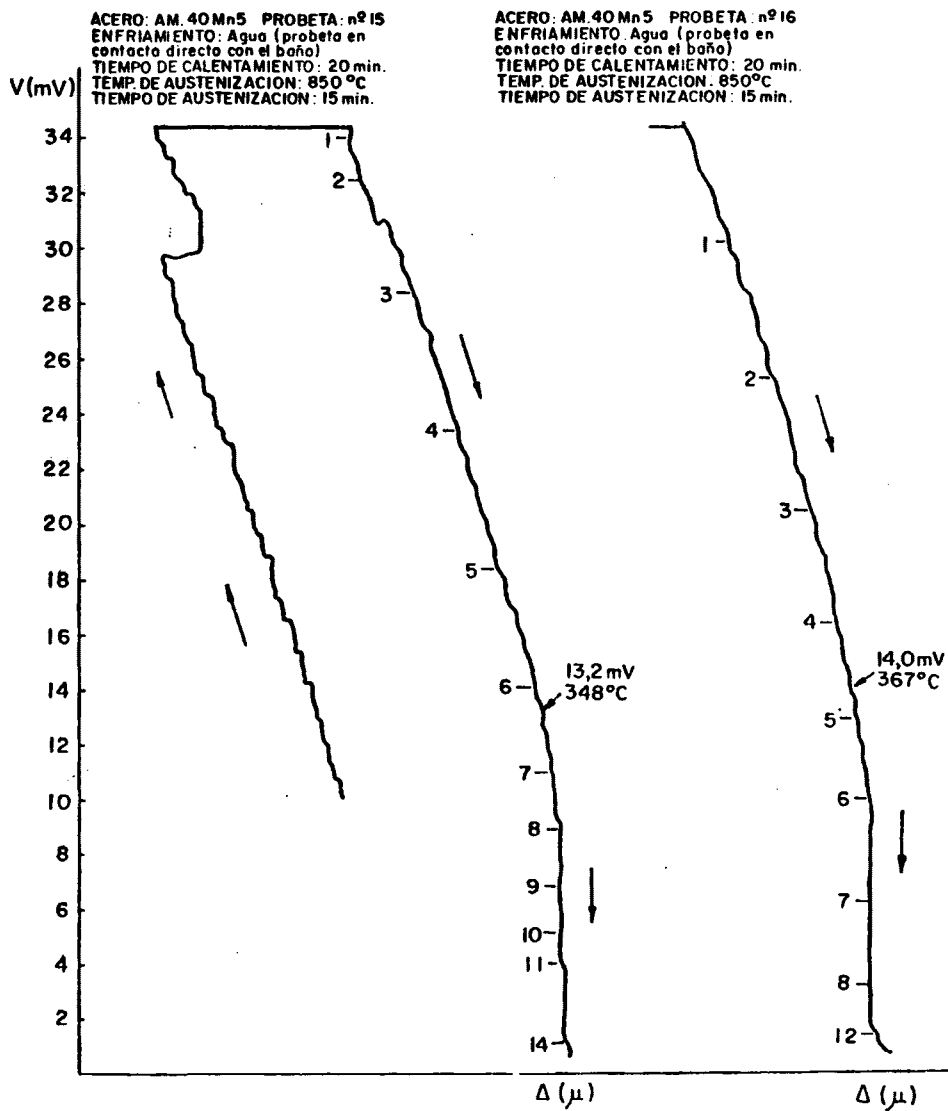
24,3 mV
610 °C

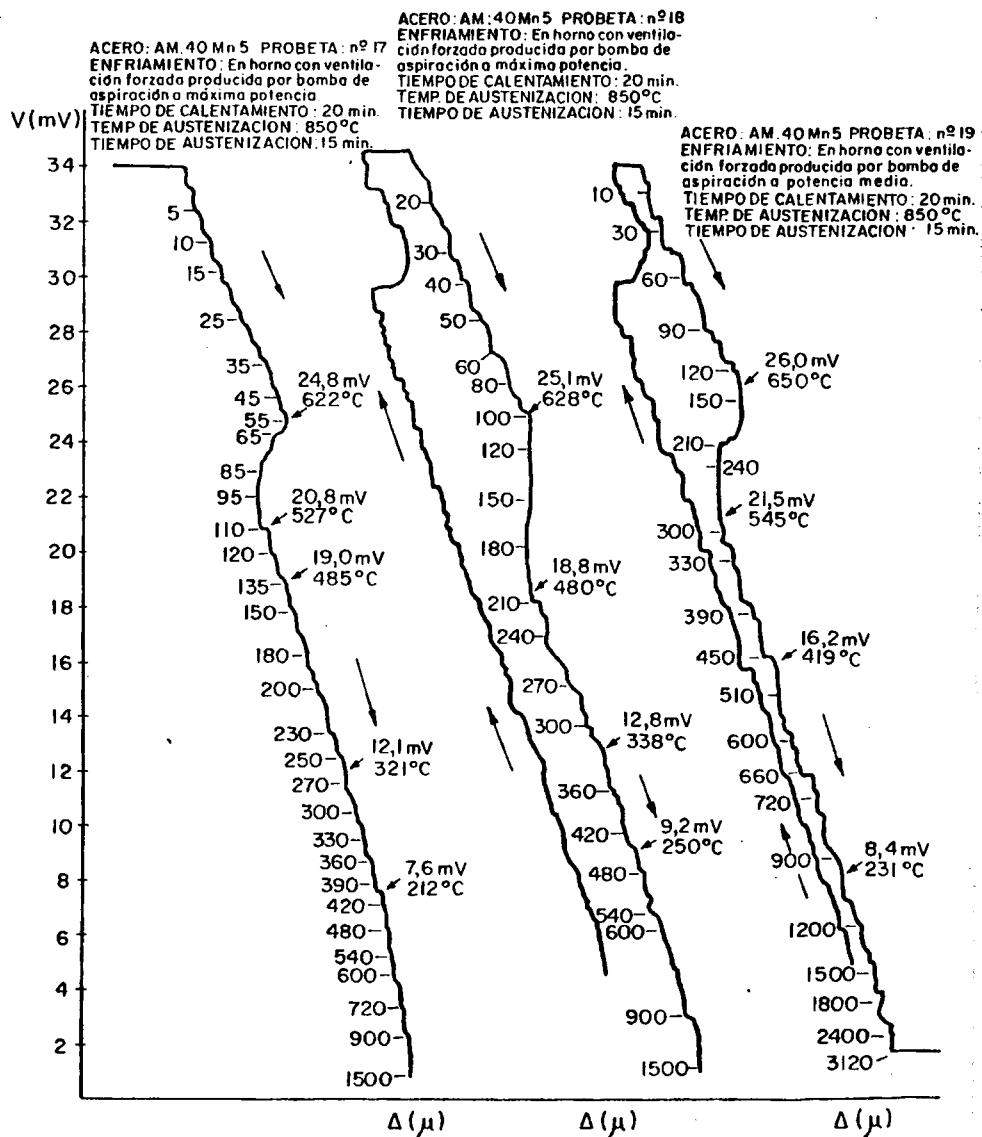
22,1 mV
559 °C

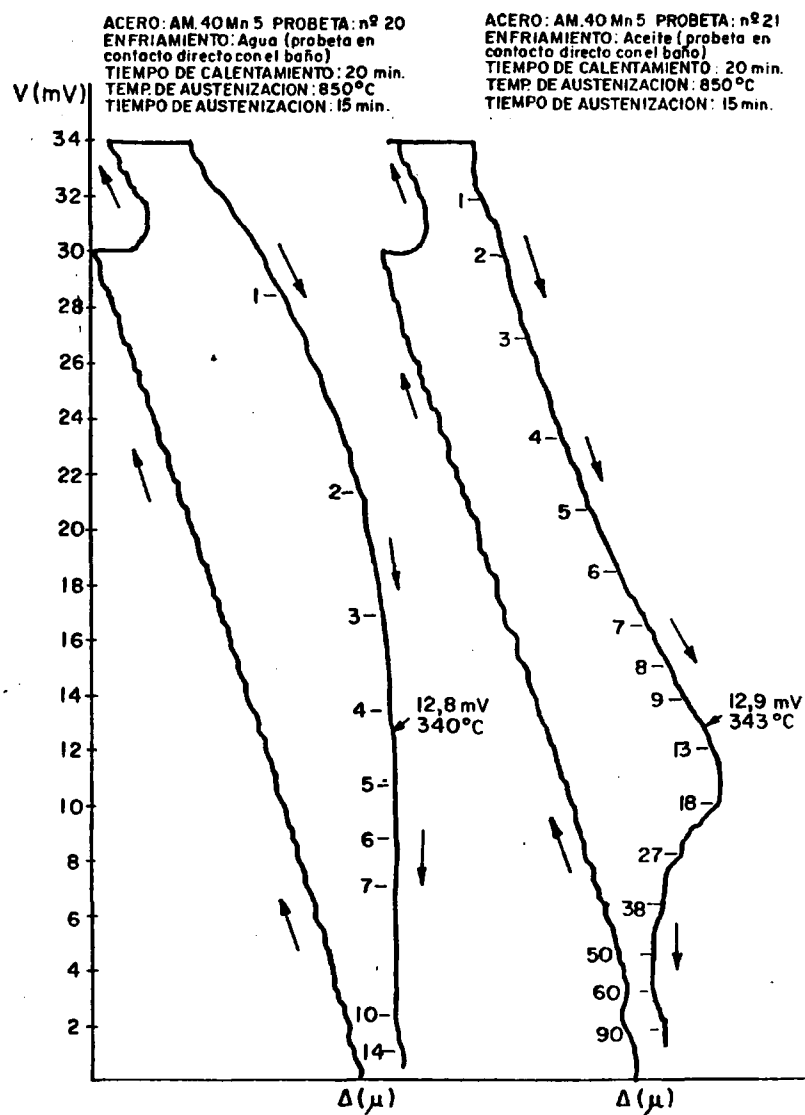
28,6 mV
710 °C

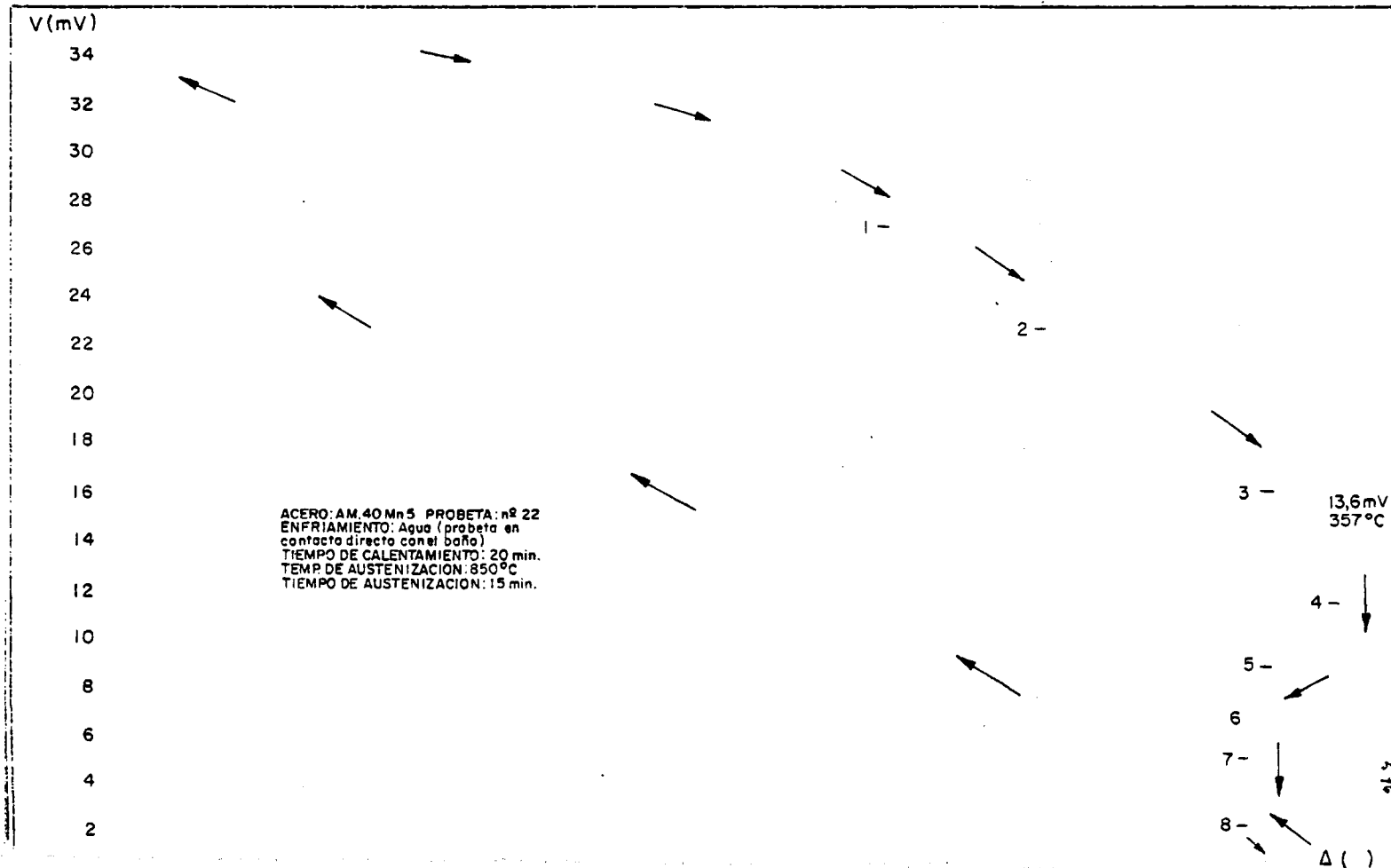
V (mV)

6 8 10 12 14 16 18 20 22 24 26 28 30 32 34



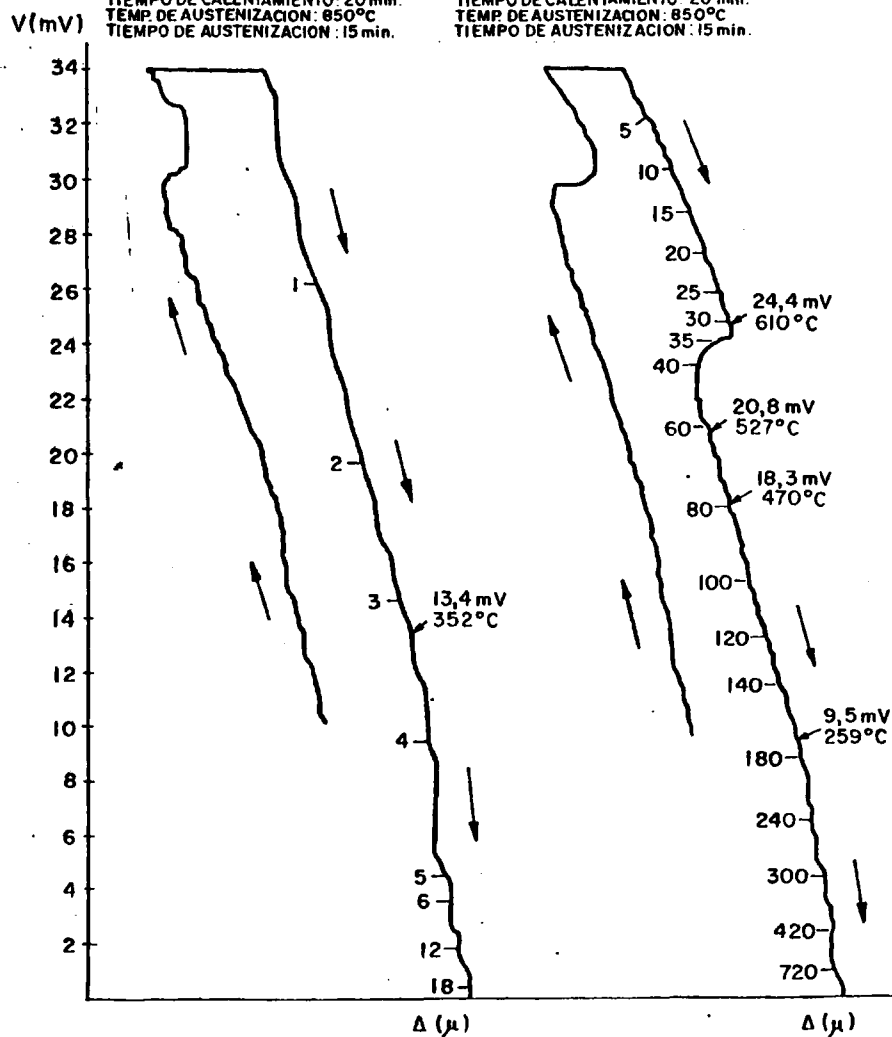


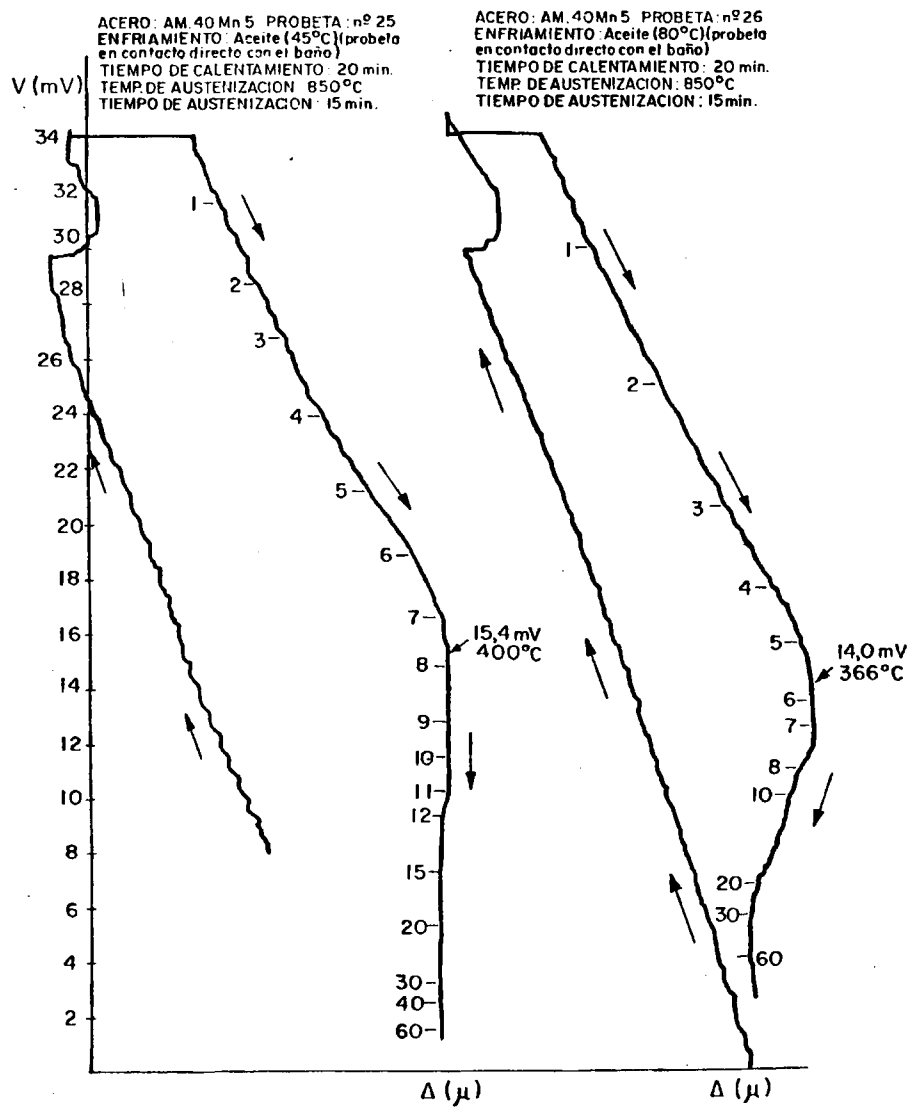




ACERO: AM 40 Mn 5 PROBETA: n°23
 ENFRIAMIENTO: Agua (probeta en
 contacto directo con el baño)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 20 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 850°C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min.

ACERO: AM 40 Mn 5 PROBETA: n°24
 ENFRIAMIENTO: Aire (probeta en
 contacto directo con atmósfera)
 TIEMPO DE CALENTAMIENTO: 20 min.
 TEMP. DE AUSTENIZACION: 850°C
 TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min.





ACERO: AM 40 Kn 5

PROBETA: n° 30

- 599 -

ENFRIAMIENTO: EN HORNO CON VENTILACION FORZADA PRODUCIDA POR BOMBA DE ASPIRACION
A MINIMA POTENCIA

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

COMIENZO DE MEDIDAS { 35,80 mV
(t = 0) 801 μ

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

$\approx + 1$ mV

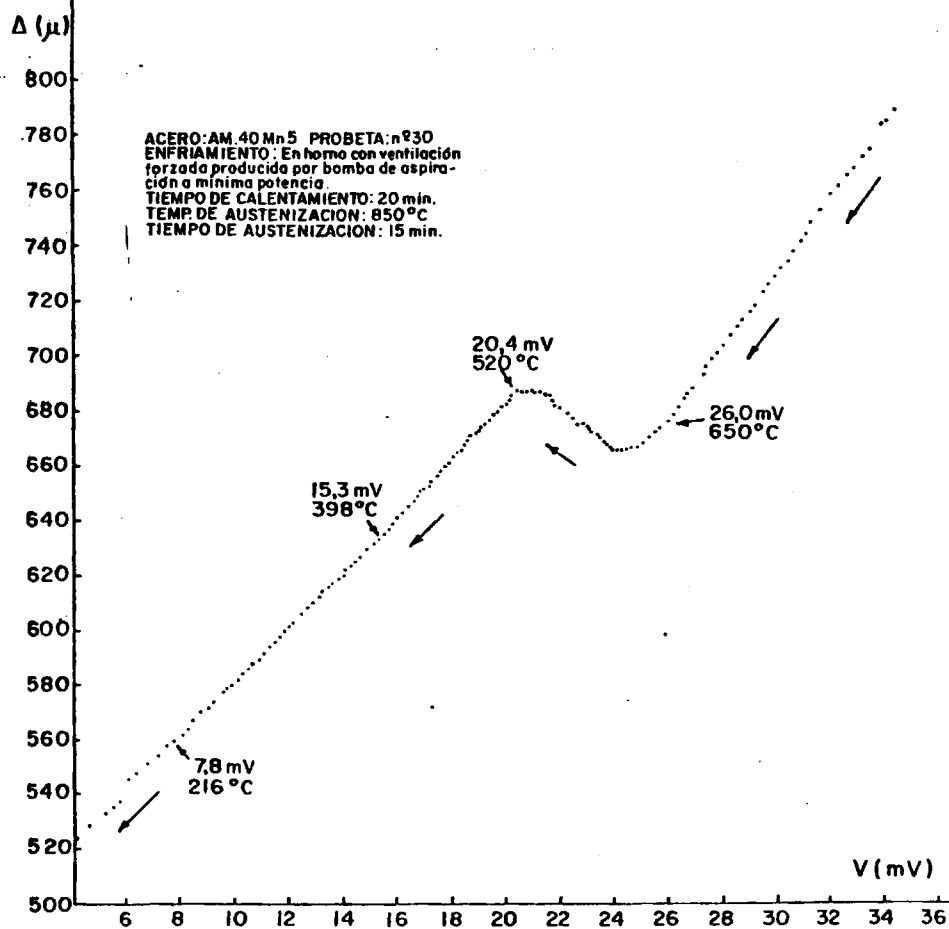
LECTURAS:

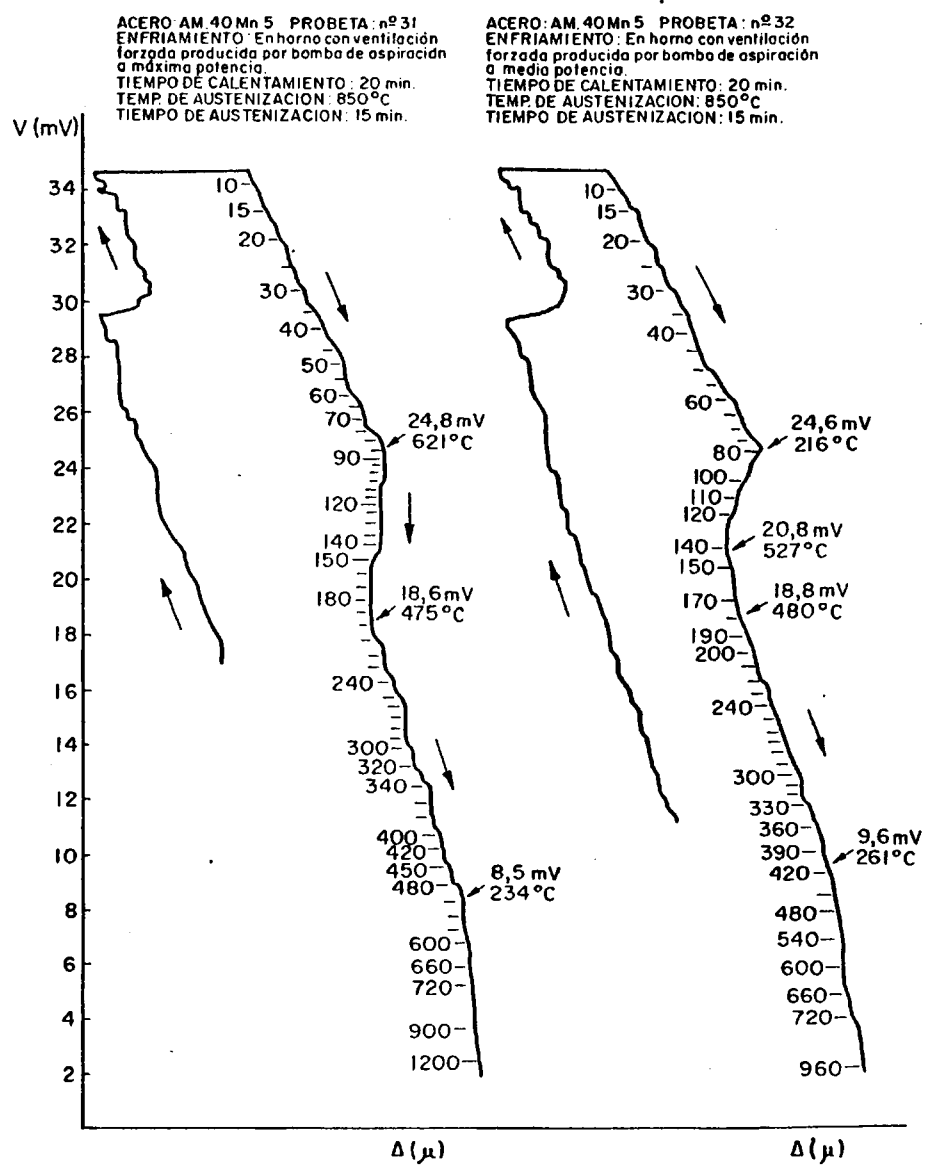
seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	35,80	801	140	28,70	713	320	22,90	675
5	35,80	803	145	28,50	710	330	22,50	677 ₅
10	35,60	802	150	28,30	707	340	22,10	680 ₅
15	35,40	799	155	28,00	704	350	21,80	684
20	35,00	795	160	27,80	701	360	21,50	685 ₅
25	34,70	792	165	27,60	699	370	21,30	686 ₅
30	34,40	789	170	27,40	696	380	21,00	687
35	34,00	785	175	27,30	693	390	20,60	687
40	33,80	784	180	27,10	691	400	20,20	685
45	33,50	775	185	26,90	688	410	20,20	683
50	33,20	772	190	26,70	686	420	19,70	680
55	32,90	768	195	26,60	684	430	19,40	677
60	32,60	765	200	26,40	681	440	19,10	674 ₅
65	32,30	762	205	26,20	679	450	18,90	672
70	32,00	758	210	26,00	676	460	18,60	669
75	31,90	754	215	25,70	674	470	18,40	666
80	31,60	752	220	25,50	672	480	18,10	663
85	31,30	748	225	25,30	670	490	17,80	660
90	31,10	744	230	25,10	668 ₅	500	17,60	658
95	30,90	741	235	24,90	667	510	17,40	655
	30,60	738	240	24,70	666 ₅	520	17,20	653 ₅
5	30,40	734	250	24,50	666	530	16,90	651
10	30,10	732	260	24,30	666	540	16,80	649
15	29,90	729	270	24,00	666	550	16,60	647
	29,70	726	280	23,80	667	560	16,40	645
5	29,50	723	290	23,60	669	570	16,20	643
30	29,20	719	300	23,40	671	580	16,00	641
35	29,00	716	310	23,10	673	590	15,80	639

(Continúa)

Probeta nº 30 (Continuación)

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
600	15,70	637	975	10,10	582
610	15,50	635	990	9,90	580
620	15,30	633	1005	9,70	579
630	15,10	632	1020	9,60	577 ₅
640	14,80	630	1050	9,30	574
650	14,60	627	1080	9,10	572
660	14,40	625 ₅	1110	8,80	570
670	14,30	624	1140	8,50	567
680	14,10	622	1170	8,30	564
690	14,00	620	1200	8,10	562
700	13,80	619	1230	7,80	560
710	13,60	617 ₅	1260	7,50	557 ₅
720	13,50	616	1320	7,20	554
735	13,20	614	1380	6,80	552
750	13,10	612	1440	6,40	548
765	12,90	610 ₅	1500	6,10	545
780	12,70	608	1560	5,80	537
795	12,50	606	1620	5,50	535 ₅
810	12,20	603	1680	5,20	533 ₅
825	12,00	602	1740	4,60	528 ₅
840	11,90	600	1800	4,10	524
855	11,70	598	1860	3,70	521
870	11,50	596	1920	3,20	516
885	11,30	594	1980	2,70	512
900	11,10	592 ₅	2040	2,30	509
915	10,90	590	2100	2,10	507
930	10,70	588			
945	10,50	586 ₅			
960	10,30	584			





ACERO: AN 40 Mn 5

PROBETA: N° 34

- 603 -

ENFRIAMIENTO: a) EN HORNO CON VENTILACION FORZADA PRODUCIDA POR BOMBA DE ASPIRACION A MINIMA POTENCIA HASTA 22,20 mV (560°C)

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 560°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) $\left\{ \begin{array}{l} 34,90 \text{ mV} \\ 822 \mu \end{array} \right.$

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1 \text{ mV}$

LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	34,90	822	125	26,40	711
5	34,80	821	130	26,20	709
10	34,20	820	135	26,00	706
15	33,70	819	140	25,70	704
20	33,20	809	145	25,50	703
25	32,80	801	150	25,30	702
30	32,40	789	155	25,20	701
35	31,90	786	160	25,00	701
40	31,50	782	165	24,80	701
45	31,20	778	170	24,70	701
50	30,80	771	175	24,60	702
55	30,40	767	180	24,40	703
60	30,00	761	185	24,30	705
65	29,70	757	190	24,10	706
70	29,40	752	195	23,90	708
75	29,00	748	200	23,80	711
80	28,70	743	205	23,60	713
85	28,50	738	210	23,40	715
90	28,20	734	215	23,20	719
95	27,80	730	220	23,10	721
100	27,60	727	225	22,90	723
105	27,40	723	230	22,80	724
110	27,10	719	235	22,60	725
115	26,90	715	240	22,40	725
120	26,70	713	245	22,20	725

↓
TEMPLE EN AGUA

ENFRIAMIENTO: EN HORNO CON VENTILACION FORZADA PRODUCIDA POR BOMBA DE ASPIRACION

A MINIMA POTENCIA

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

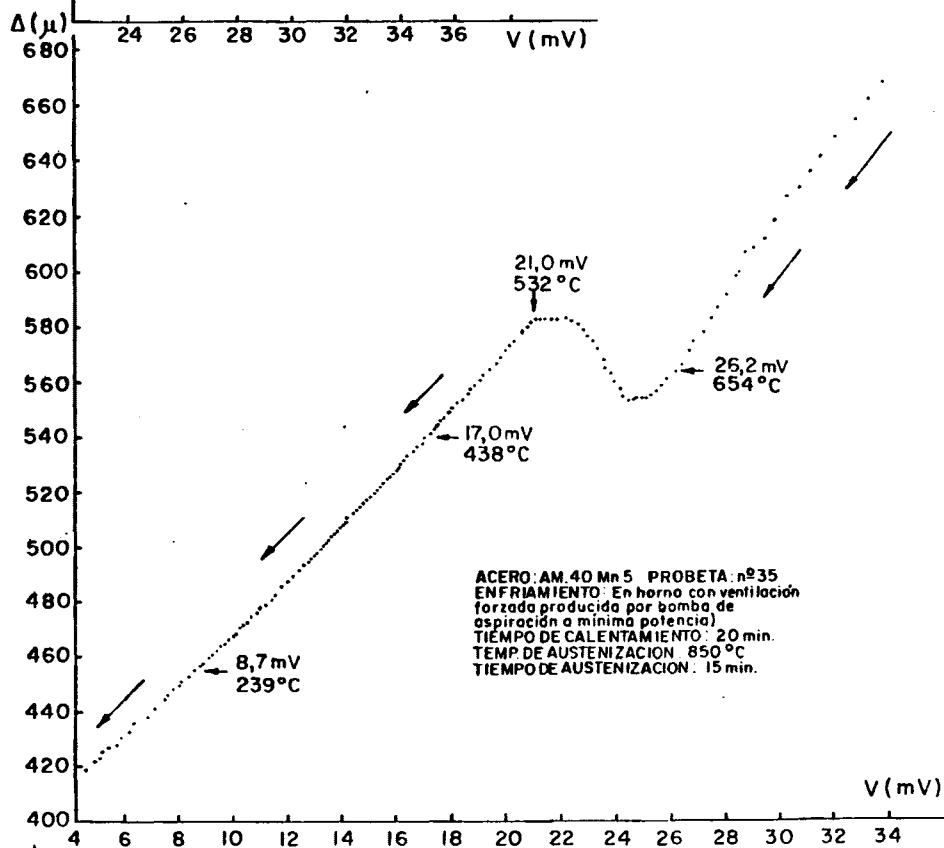
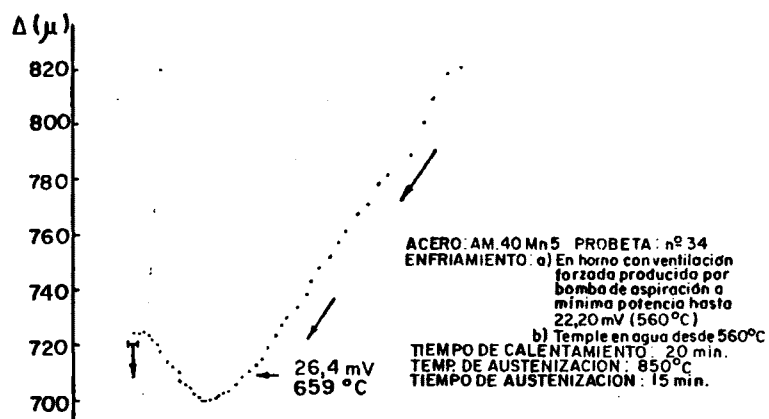
TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

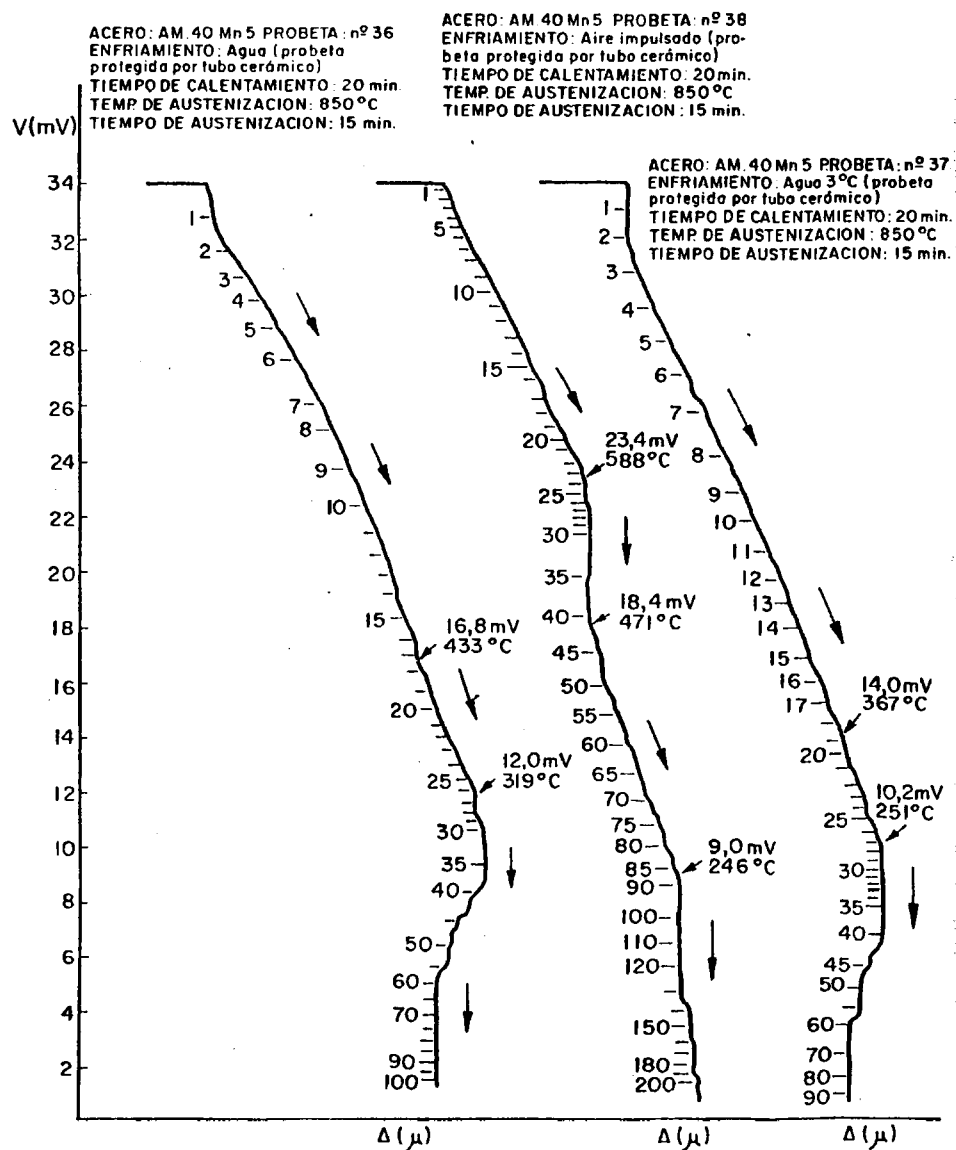
COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 34,60 mV
676 μ

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

CORRECCION DE LA ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE \pm

LECTURAS:											
(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	34,60	676	170	23,90	563	340	17,80	547 ₅	630	11,20	4
5	33,90	669	175	23,70	565	345	17,60	546	640	11,00	4
10	33,30	663	180	23,60	568	350	17,50	544	650	10,90	4
15	32,80	655	185	23,40	572	355	17,40	543	660	10,70	4
20	32,10	649	190	23,20	575	360	17,30	541 ₅	670	10,60	4
25	31,60	642	195	23,00	577	365	17,10	540	680	10,40	4
30	31,20	636	200	22,80	579	370	17,00	538	690	10,20	4
35	30,80	630	205	22,60	581	375	16,80	537	700	10,10	4
40	30,30	627	210	22,40	582	380	16,70	535 ₅	720	9,80	4
45	29,80	618	215	22,20	583	385	16,60	534	740	9,50	
50	29,50	612	220	22,00	583	390	16,40	533 ₅	760	9,20	4
55	29,10	609	225	21,90	583	400	16,20	531	780	8,90	4
60	28,80	607	230	21,70	583	410	16,00	528	795	8,80	4
65	28,40	598	235	21,40	583	420	15,80	526	810	8,60	
70	28,10	592	240	21,30	583	430	15,50	523 ₅	825	8,40	
75	27,80	587	245	21,10	583	440	15,30	521	840	8,10	
80	27,50	583	250	20,90	581 ₅	450	15,00	518 ₅	855	8,00	
85	27,20	578	255	20,80	580	460	14,70	515 ₅	870	7,80	
90	26,90	575	260	20,60	578	470	14,50	513 ₅	885	7,60	
95	26,70	571	265	20,30	575	480	14,20	511	900	7,50	
100	26,40	566	270	20,10	573	490	14,00	508	930	7,10	
105	26,20	564	275	20,00	572	500	13,80	506	960	6,80	
110	25,90	561	280	19,80	569	510	13,60	504	990	6,40	
115	25,70	559	285	19,60	567	520	13,40	501 ₅	1020	6,20	
120	25,50	557	290	19,40	565	530	13,20	499	1050	5,90	
125	25,30	556	295	19,20	563	540	13,00	497	1080	5,70	
130	25,10	554	300	19,10	561	550	12,80	495	1110	5,40	
135	24,90	554	305	18,90	559	560	12,50	493	1140	5,20	
140	24,70	554	310	18,70	557	570	12,30	491	1170	5,10	
145	24,60	554	315	18,60	556	580	12,10	489	1200	4,90	
150	24,50	554	320	18,40	554	590	11,90	487	1260	4,60	
155	24,30	555	325	18,20	553	600	11,70	485	1320	4,20	
160	24,20	558	330	18,10	551	610	11,60	483	1380	3,80	
165	24,00	560	335	17,90	549	620	11,40	481	1440	3,50	
									1500	3,30	





ACERO: AM 40 Mn 5

PROBETA: N° 39

- 607 -

ENFRIAMIENTO: a) 5°C/min HASTA 24,55 mV (615°C)

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 615°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 34,00 mV
607 μ

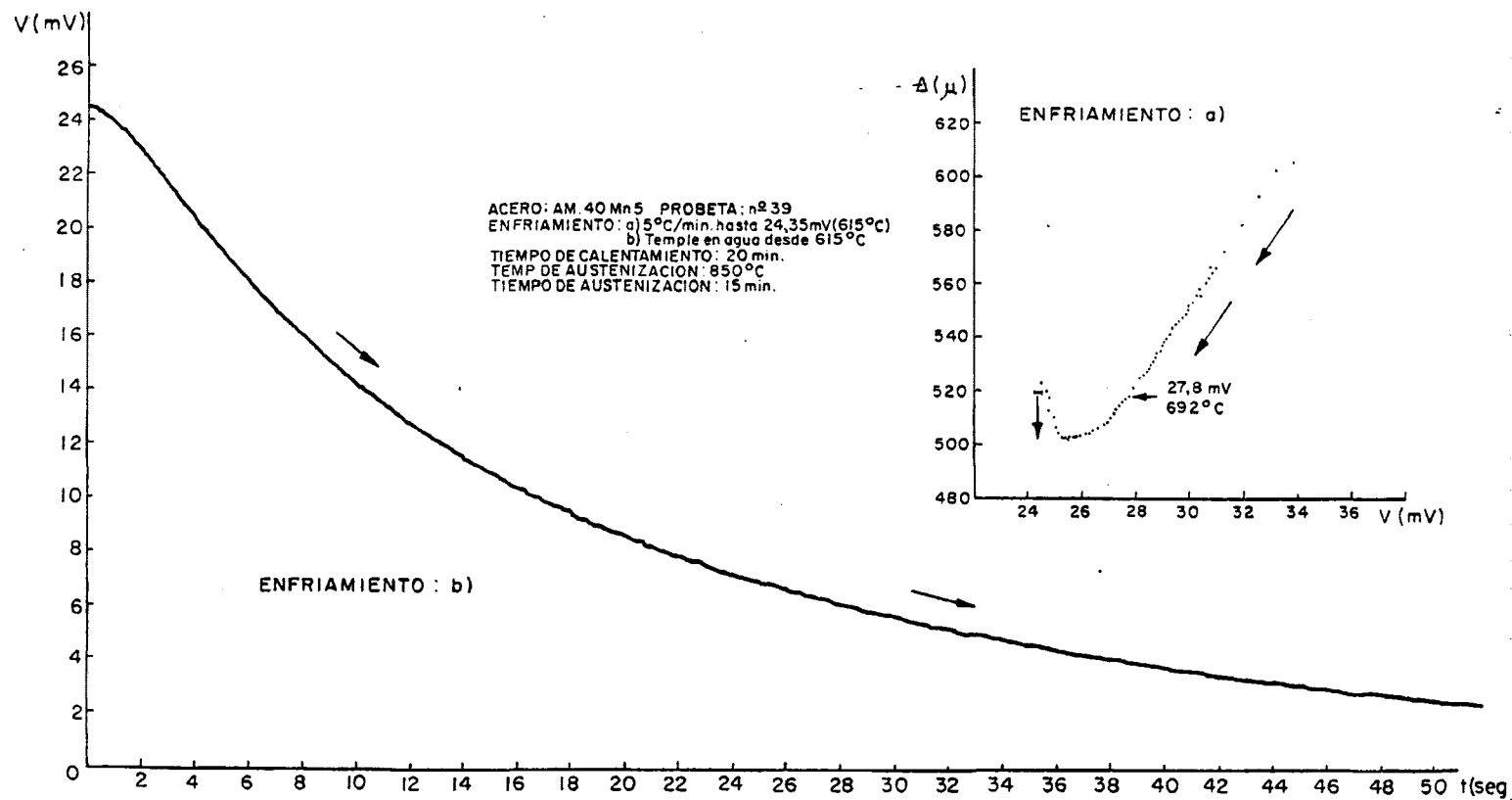
TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE $\approx + 1mV$

LECTURAS:

seg	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)	t(seg)	V(mV)	A(μ)
0	34,00	607	750	29,70	547	1470	27,20	512 ₅
30	33,20	602	780	29,60	546	1500	27,10	510
60	32,60	593	810	29,50	545	1530	27,00	508
90	31,90	582	840	29,40	544	1560	26,90	508
120	31,30	572	870	29,30	541	1590	26,80	507
150	30,80	566	900	29,20	540	1620	26,60	506 ₅
180	31,00	566	930	29,10	539	1650	26,60	506 ₅
210	30,80	564	960	29,00	537	1680	26,40	505 ₅
240	30,90	564 ₅	990	28,90	535	1710	26,30	504
300	30,70	562	1020	28,80	534 ₅	1740	26,30	504
330	30,60	561	1050	28,70	533	1770	26,20	504
360	30,60	560	1080	28,60	531	1800	26,10	504
390	30,40	558	1110	28,50	529	1830	26,00	503
420	30,30	555 ₅	1140	28,40	527	1860	25,90	503
450	30,40	555 ₅	1170	28,30	526 ₅	1890	25,80	503
480	30,30	555 ₅	1200	28,20	525 ₅	1920	25,70	503
510	30,10	553	1230	28,10	524 ₅	1950	25,60	503
540	30,20	553	1260	27,90	521	1980	25,50	501
570	30,10	553	1290	27,80	518	2010	25,40	502
600	30,10	552	1320	27,70	517 ₅	2040	25,30	502 ₅
630	30,00	551	1350	27,60	517	2100	25,20	503
660	29,90	549	1380	27,50	516	2160	25,00	520
690	29,80	548	1410	27,40	515	2220	24,80	527
720	29,80	548	1440	27,30	513 ₅	2280	24,50	533

↓
TEMPLE EN AGUA



ACERO: AN 40 Mn 5

PROBETA: N° 40

- 609 -

ENFRIAMIENTO: a) 5°C/min HASTA 21,35 mV (540°C)

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 540°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 34,00 mV
786 μ

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

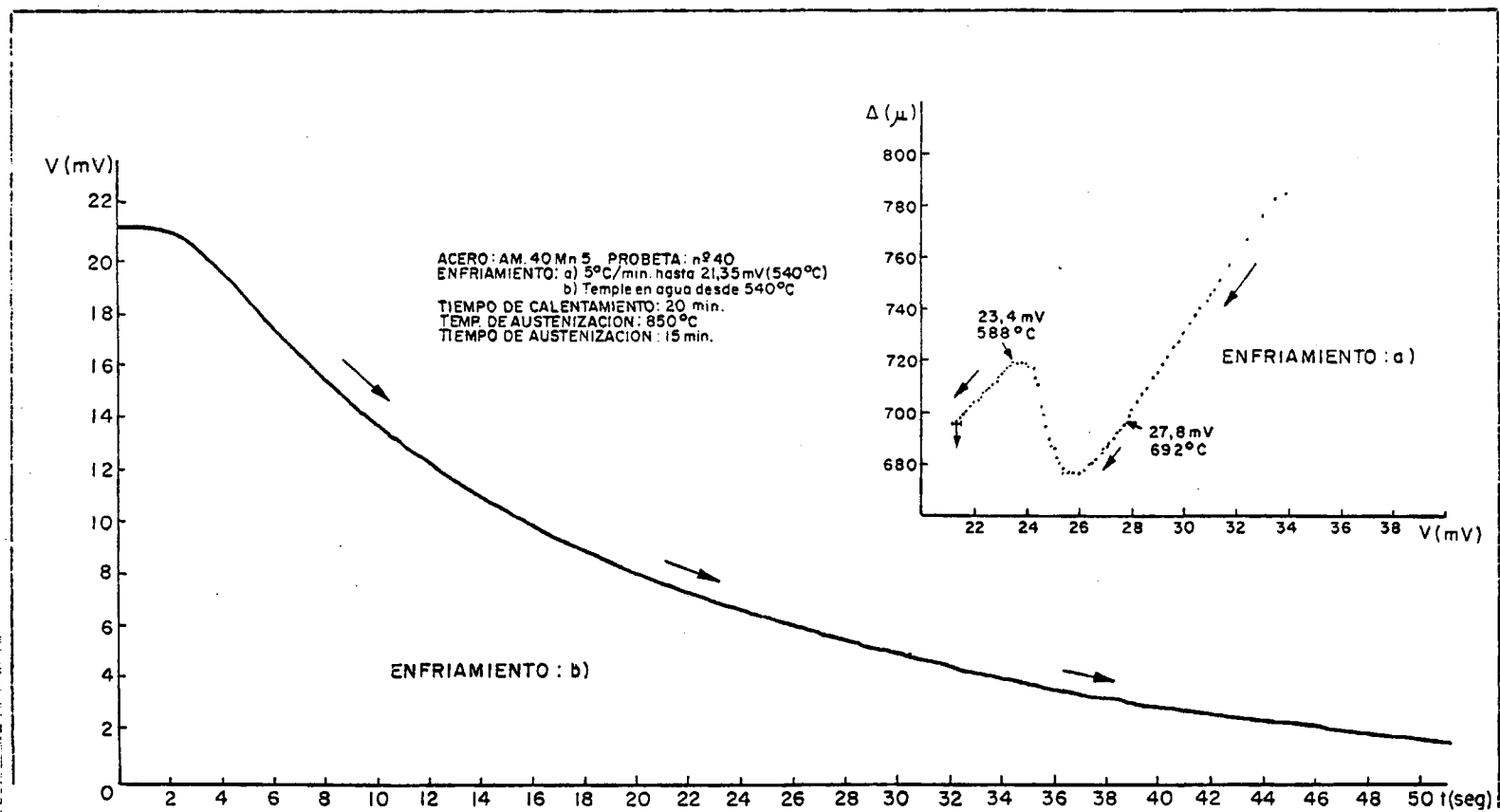
CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

$\sim + 1$ mV

LECTURAS:

g)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	34,00	786	780	29,80	727	1920	27,00	687
30	33,50	783	810	29,80	726,5	1980	26,70	683
	33,00	776	840	29,70	726	2040	26,50	682
90	32,40	767	870	29,60	725	2100	26,30	680,5
20	31,70	757	900	29,60	724,5	2160	26,20	679
50	31,40	751	930	29,50	723,5	2220	25,90	678
80	31,70	751	960	29,50	722,5	2280	25,70	678
0	31,50	751	990	29,40	721,5	2340	25,50	678
	31,10	747	1020	29,40	720,5	2370	25,40	678
0	31,20	747	1050	29,30	720	2400	25,40	680
	31,00	745,5	1080	29,30	719	2430	25,30	682
	31,10	745,5	1110	29,20	718	2460	25,20	684
	30,90	743	1140	29,20	717	2520	25,00	688
	30,70	741	1170	29,10	717	2580	24,80	696
	30,60	740	1200	29,10	716	2640	24,60	704
0	30,50	739	1260	28,90	714	2700	24,50	712
	30,50	738	1320	28,80	711	2760	24,30	718
10	30,40	737	1380	28,60	709	2880	23,80	720
	30,40	736	1440	28,40	707	2940	23,50	720
0	30,30	735	1500	28,40	706	3000	23,30	718
	30,20	734	1560	28,20	704	3120	23,00	714
30	30,20	733,5	1620	28,10	702	3240	22,50	710
	30,10	731,5	1680	28,00	700	3360	22,20	706
	30,00	730,5	1740	27,70	696	3480	21,70	701
	30,00	729,5	1800	27,50	693	3570	21,40	688
50	29,90	728	1860	27,20	689			

TEMPLE EN AGUA



ACERO: AM 40 Mn 5

PROBETA: N° 41

- 611 -

ENFRIAMIENTO: a) EN HORNO HASTA 20,07 mV (510°C)

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 510°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 34,00 mV
691 μ

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

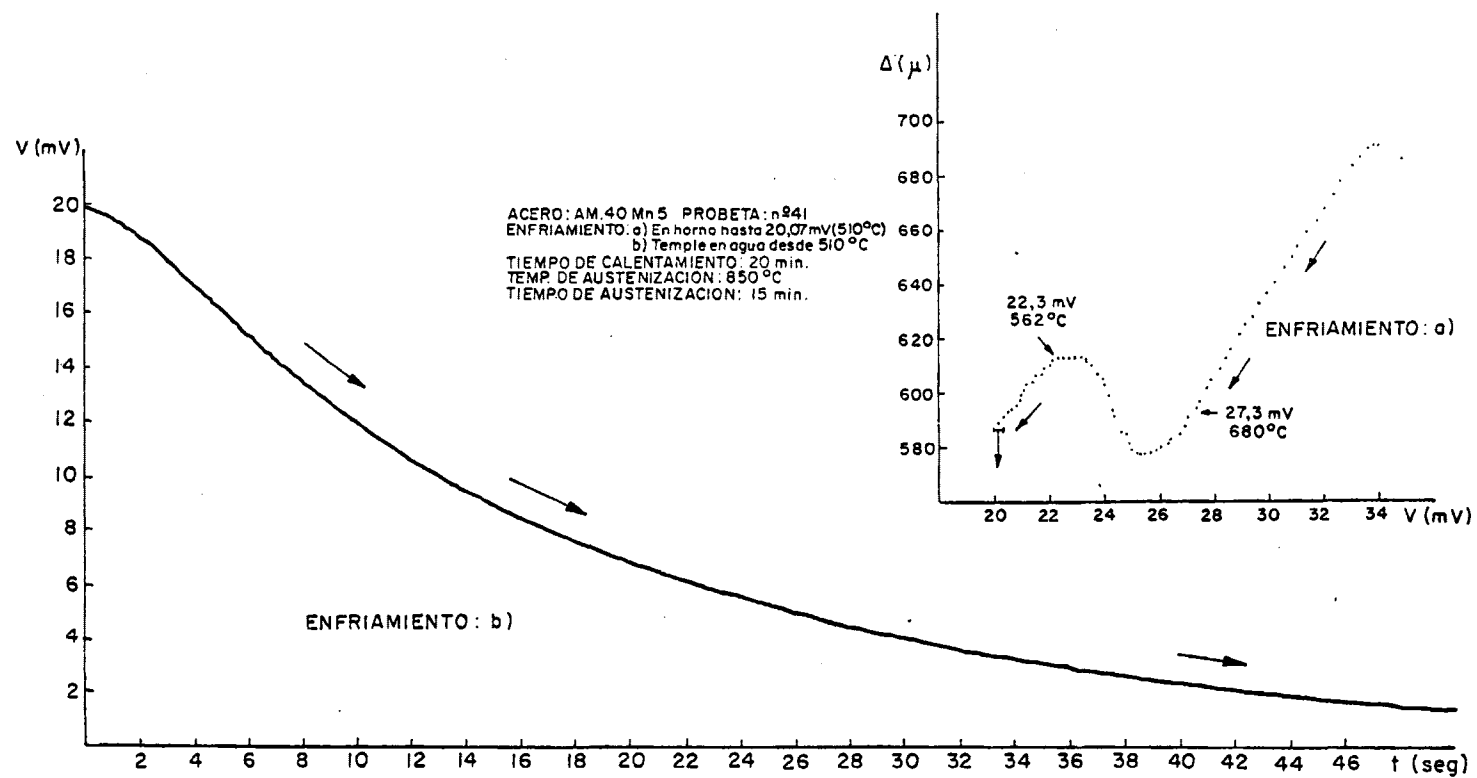
CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

± 1 mV

LECTURAS:

seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	34,00	691	390	27,00	591	780	22,90	613
15	33,80	691	405	26,90	587	795	22,70	613
30	33,60	690	420	26,70	585	810	22,60	613
45	33,30	687	435	26,40	583	825	22,50	613
60	33,00	684	450	26,30	581	840	22,30	613
75	32,60	678	465	26,00	580	855	22,10	612
90	32,30	673	480	25,90	579	870	22,00	610
05	32,00	668	495	25,70	578	885	21,80	609
20	31,70	664	510	25,50	578	900	21,70	607
35	31,30	659	525	25,40	578	915	21,50	606
50	31,00	654	540	25,30	578	930	21,40	604
65	30,80	650	555	25,20	578	945	21,20	603
80	30,50	646	570	25,00	579	960	21,10	601
95	30,20	641	585	24,90	581	975	21,00	599
0	29,90	637	600	24,80	585	990	20,90	597
5	29,60	633	615	24,60	586	1005	20,80	595
	29,40	629	630	24,40	591	1020	20,60	594
5	29,10	625	645	24,30	593	1035	20,50	593
0	28,90	621	660	24,20	599	1050	20,30	591
5	28,60	616	675	24,00	603	1065	20,20	590
	28,40	613	690	23,90	606	1080	20,10	588
5	28,20	609	705	23,70	607			
	27,90	605	720	23,60	610			
5	27,70	601	735	23,40	612			
	27,50	597	750	23,30	613			
5	27,30	594	765	23,10	613			

TEMPLE EN AGUA



ACERO: AM 40 Mn 5

PROBETA: N° 42


- 613 -

ENFRIAMIENTO: a) 5°C/min HASTA 24,98 mV (625°C)

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 625°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

COMIENZO DE MEDIDAS
(t = 0) { 34,80 mV
684 

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

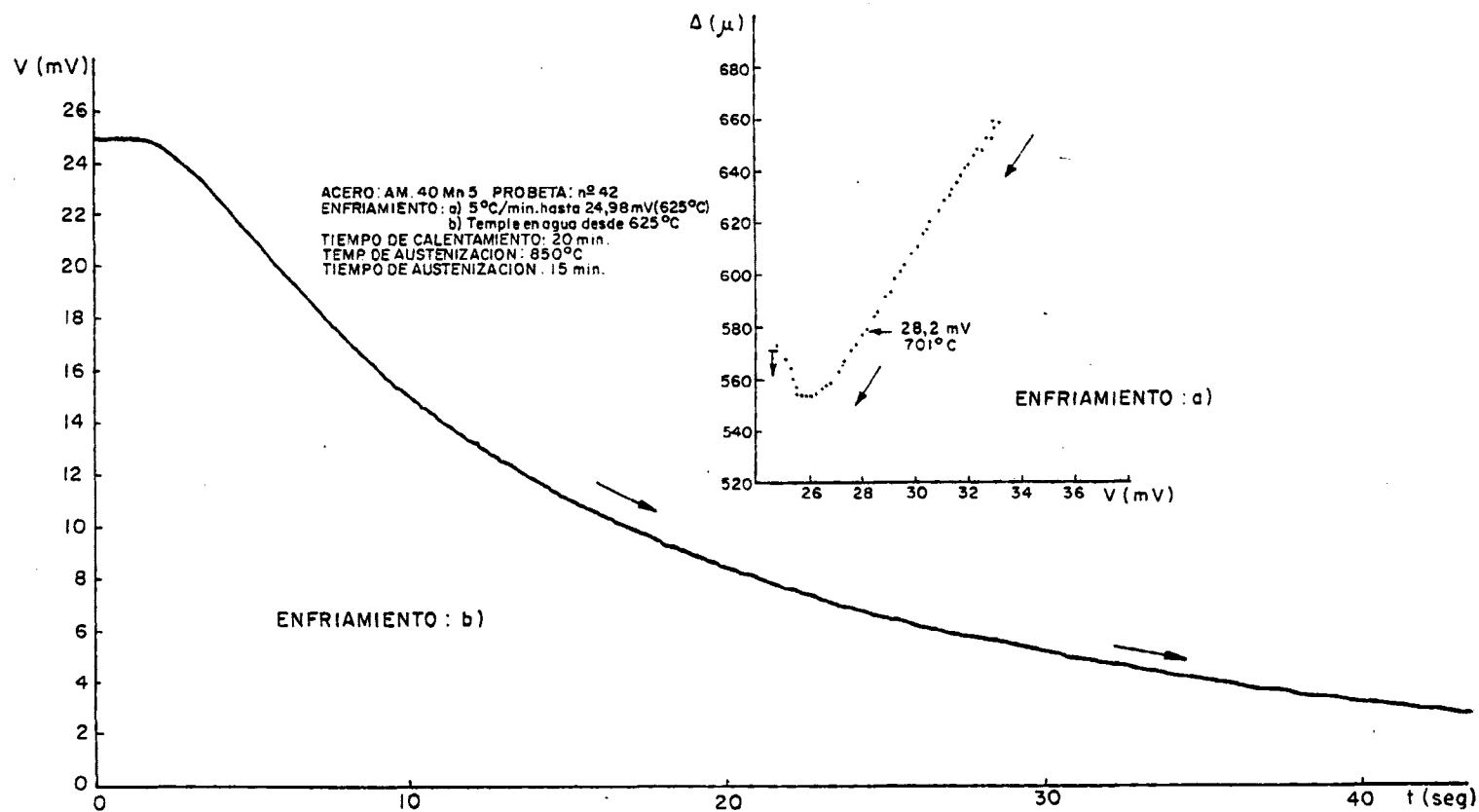
CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

≈ + 1 mV

LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	34,80	684	1560	30,10	610
60	34,20	677	1620	29,90	608
120	33,00	659	1680	29,60	604
180	33,20	659	1740	29,50	601
240	33,00	658	1800	29,30	598
300	33,00	656	1860	29,10	593
360	33,00	656	1920	28,90	591
420	32,90	652	1980	28,60	585
480	32,70	652	2040	28,50	584
540	32,60	648	2100	28,20	579
600	32,50	648	2160	28,00	577
660	32,50	648	2220	27,80	573
720	32,40	648	2280	27,60	571
780	32,20	645	2340	27,40	567
840	32,00	642	2400	27,30	566
900	32,00	642	2460	27,10	563
960	31,90	641	2520	26,80	559
1020	31,70	638	2580	26,70	558
1080	31,60	635	2640	26,50	557
1140	31,40	632	2700	26,30	555
1200	31,30	630	2760	26,10	554 ₅
1260	31,10	628	2820	25,90	554 ₅
1320	30,90	624	2940	25,60	554
1380	30,60	620	3060	25,30	564
1440	30,50	617	3180	24,90	573
1500	30,30	615			

↓
TEMPLE EN AGUA



ACERO: AM 40 En 5

PROBETA: N° 43

- 615 -

ENFRIAMIENTO: a) EN HORNO HASTA 24,12 mV (605°C)

b) TEMPLE EN AGUA DESDE 605°C

DURACION DEL CALENTAMIENTO: 20 min

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION: 850°C

COMIENZO DE MEDIDAS { 34,70 mV
(t = 0) { 784 μ

TIEMPO DE AUSTENIZACION: 15 min

CORRECCION DE ESCALA DE mV POR PUNTO FRIO DEL TERMOPAR A TEMPERATURA AMBIENTE

$\approx +1$ mV

LECTURAS:

t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$	t(seg)	V(mV)	$\Delta(\mu)$
0	34,70	784	375	27,80	684
15	34,30	782	390	27,60	681
30	34,00	778	405	27,40	678
45	33,70	772	420	27,20	676
60	33,40	768	435	27,00	674
75	33,10	762	450	26,80	671
90	32,80	757	465	26,60	670
105	32,50	752	480	26,40	668
120	32,10	748	495	26,20	667
135	31,80	744	510	26,10	667
150	31,60	740	525	25,90	667
165	31,30	735	540	25,70	667
180	31,00	731	555	25,60	667
195	30,70	727	570	25,40	667
210	30,50	723	585	25,30	667
225	30,20	719	600	25,20	669
240	29,90	715	615	25,10	672
255	29,70	711	630	25,00	674
270	29,40	708	645	24,80	677
285	29,20	705	660	24,70	679
300	28,90	700	675	24,60	682
315	28,70	698	690	24,50	685
330	28,50	693	705	24,40	687
345	28,20	690	720	24,30	690
360	28,10	687	735	24,10	692

